# 连铸坯质量研究

卢盛意 著

冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press

ISBN 978-7-5024-5481-4




定价 36.00 元

# 连铸坯质量研究

卢盛意 著

北 京
冶 金 工 业 出 版 社
2011

## 内 容 提 要

本书分六个专题，阐述了有关连铸坯质量问题的综合性讨论、连铸常见钢中的质量问题、硅脱氧钢和铝脱氧钢的质量、影响连铸坯质量的一些综合因素、有关包晶钢的理论、影响连铸板坯质量的基础知识等内容。

本书可供从事连铸生产、科研、设计和管理的工作人员使用，也可供大专院校相关专业师生参考。

**图书在版编目(CIP)数据**

连铸坯质量研究/卢盛意著. —北京：冶金工业出版社，2011.2

ISBN 978-7-5024-5481-4

Ⅰ.①连… Ⅱ.①卢… Ⅲ.①连铸坯—质量—研究 Ⅳ.①TG249.7

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2011)第 014138 号

出 版 人 曹胜利

地 址 北京北河沿大街嵩祝院北巷 39 号，邮编 100009

电 话 (010)64027926 电子信箱 yjcbs@cnmip.com.cn

责任编辑 刘小峰 杨秋奎 美术编辑 李 新 版式设计 孙跃红

责任校对 王贺兰 责任印制 张祺鑫

ISBN 978-7-5024-5481-4

北京印刷一厂印刷；冶金工业出版社发行；各地新华书店经销

2011 年 2 月第 1 版，2011 年 2 月第 1 次印刷

169mm×239mm；12 印张；229 千字；178 页

**36.00** 元

**冶金工业出版社发行部 电话：(010)64044283 传真：(010)64027893**

**冶金书店 地址：北京东四西大街 46 号(100010) 电话：(010)65289081(兼传真)**

(本书如有印装质量问题，本社发行部负责退换)

# 序

就现代钢厂的生产流程结构优化及其全流程的动态运行而言，连铸仍是重要的关键工序。新世纪以来连铸技术仍在持续深化、发展，其中高拉速、恒拉速工艺，连铸坯的质量和铸机装备系统的完善与可靠性仍是十分重要的命题。

得悉北京科技大学卢盛意教授有新著《连铸坯质量研究》问世，备感兴奋。因为卢先生早在1994年就有《连铸坯质量》一书问世，接着又有经修订、补充的第2版于2000年出版，这些工作对推动我国钢铁工业连铸技术的健康发展和技术改进起到了推动作用，很有价值。卢先生的新书《连铸坯质量研究》是2000年《连铸坯质量（第2版）》的延伸和拓展，相信此书将具有指导性，可供钢厂、钢铁设计院、冶金专业院校和有关研究单位的科技人员和广大师生参考。

卢盛意教授已年逾八旬，从教六十年主要讲授钢锭质量与连铸坯质量的专业课，并开展相关的研究，积累了丰富的知识和经验，收集了国内外大量有关连铸坯质量的文献资料，同时又深入国内有关钢厂开展相关的研究，对连铸坯的质量研究造诣颇深。从此次新著中可以看出：卢先生研究的问题或是问题的提出大都来自工业生产实际，针对性很强；同时，重视理论的分析，理论联系实际，从实践中提升理论层次上的认识。新著又对比、梳理了国内外一些典型钢厂的经验，具有很好的参考意义。此外，我感到此书在研究问题的思想方法上，有着引导读者联系实际、深入思考的价值，这是很重要的。

作为卢先生在上世纪五十年代大学期间的学生，我由衷地钦佩老

师为人正派、静心读书、面向实践、深入研究、不断拓展的品格与治学精神。新著的出版，体现了卢盛意教授为我国连铸事业的持续发展，发挥专长，持续奉献的崇高精神。

2011 年 1 月 11 日于钢铁研究总院

# 中国冶金学教育家——卢盛意

卢盛意，1927 年 4 月出生于辽宁省海城县。1951 年毕业于唐山铁道学院冶金系，留校任助教。1952 年因国家调整高等院校专业，调至新成立的北京钢铁学院（现北京科技大学），历任冶金系炼钢专业助教、讲师、副教授和教授。

卢盛意教授长期从事钢铁冶金的教学工作。20 世纪 60 年代以前主要讲授普通炼钢学、平炉热工和平炉构造等课程。60 年代以后为本科生和研究生主要讲授钢锭质量和连铸坯质量专业课。卢盛意教授结合教学内容、带领本科生和研究生深入钢厂生产实际，对钢锭和连铸坯质量进行了大量的、系统的深入研究，并发表数十篇论文，编著了论述《钢锭质量》和《连铸坯质量（第 1 版和第 2 版）》3 本专著。

卢盛意教授潜心研究钢锭质量，并提出了一些很有见地的学术观点。例如 Hültgren 等人在 1939 年曾提出“沸腾钢在平衡成分时（即钢液中［C］= 0.06%、［O］= 0.04% 时），钢液的氧化性最强”的观点，卢盛意教授经过仔细研究和论证，对上述观点进行了修正，其修改表述为“沸腾钢在［C］、［O］达到平衡成分时，不但氧化性最强，而且氧化性最容易波动”，即沸腾钢在［C］、［O］达到平衡成分时能否对锭模内的钢液进行封顶和取得好的封顶效果，应取决于钢液的温度、锰含量、Fe-Mn 硅含量等能否控制在一个很窄的范围内。根据上述观点，卢盛意教授撰写《沸腾钢钢锭质量》论文，获 1985 ~ 1987 年中国金属学会优秀论文奖。1989 年他在津巴布韦钢厂讲学时将上述观点进行讲解，取得了良好的教学效果。

卢盛意教授在深入生产实际、发现生产中存在的一些质量问题时，总是悉心研究，将理论与实践密切结合，提出改进建议并与钢厂一道

共同进行试验研究，取得良好的效果。例如对宝钢沸腾钢钢锭 $BP_{20}$ 窄面出现裂纹缺陷，他提出在浇注过程采取加入少量 MgAl 合金，调整初始沸腾程度等措施而获得明显效果；对上钢一厂、南钢、太钢、安钢无缝钢管的发纹缺陷进行了仔细考察、研究，得出发纹缺陷的生成是由于钢中硅酸盐夹杂在钢锭加热时的固体氧化所致，经过采取减少钢锭中硅含量、适当增加钢中铝含量，使钢中夹杂物多以 $Al_2O_3$ 存在，从而大幅度地减少了发纹缺陷。针对我国很多企业引进德马克小方坯连铸机，而这类小方坯常出现脱方和角裂漏钢的情况，卢盛意教授和他的研究生进行了系统研究，并归结出此种小方坯角裂漏钢的两种类型：一种漏钢是单独由铸坯鼓肚引起，另一种漏钢则是以铸坯鼓肚为主、脱方为辅引起。并指出德马克小方坯连铸机原型在足辊和结晶器设计上存在的问题。经过钢厂采取相应措施，这一问题得到了解决。

卢盛意教授知识渊博，经验丰富，为人正派，一直坚持精心读书，研究学问，尤其是对于钢的凝固、成形和质量方面，学问功底深厚，涉猎范围很宽，时有独到见解。他几十年教书育人，培养了一批又一批的钢冶金方面的专门人才，为我国的冶金事业做出了积极的贡献。

卢盛意教授退休后，仍然悉心研究国内外有关钢的质量问题。进入21世纪以来已先后写出三十多篇连铸坯质量、品种等方面的文章，在刊物上发表，充分体现了卢盛意教授为我国炼钢事业的持续发展发挥专长、奉献余热的高尚精神。

《炼钢》编辑部

# 前　言

本书是我编写的《连铸坯质量（第2版）》一书有关内容的延伸和扩展。本书对近年来一些国外和国内刊物有关连铸坯质量的多方面的问题进行了整理，对连铸坯用硅脱氧和用铝脱氧的历史演变进行了跟踪，指出在优化钢包渣的情况下连铸坯有用硅脱氧取代铝脱氧的趋势，列出一些常见钢种（从超低碳钢到高碳钢）为了保证钢质量在生产过程中应注意的事项，此外对中间包不设挡墙的可能性进行了探索。

本书由24篇已发表于《炼钢》和《连铸》的文章、一篇发表于《太钢科技》的文章、一篇未发表的文章及一篇讲课稿组成。在编写本书时，对一部分原稿进行了修改，并分为对连铸坯质量问题的综合性讨论、连铸常见钢种的质量问题、硅脱氧钢和铝脱氧钢的质量、影响连铸坯质量的一些综合因素、有关包晶钢的讨论、影响连铸坯质量的基础知识6个专题进行研究和探讨，以便于钢铁生产领域科研、操作、教学、管理人员阅读参考。

殷瑞钰院士在百忙之中对本书进行了审阅并写了序言。吕湘提总工对本书进行了审阅。本书的出版，得到了《炼钢》杂志编委会，特别是潘荫华总工的大力支持，鞍山钢铁集团公司、天津冶金集团有限公司、福建省三钢集团有限责任公司、安阳钢铁集团有限责任公司、南京钢铁联合有限公司和山钢集团济南钢铁股份有限公司给予了帮助。在此一并表示感谢！

本书对问题的论述不妥之处，敬请指正。

卢盛意

2010年12月

# 目　录


**1　有关连铸坯质量问题的综合性讨论** …… 1

有关连铸坯质量的几个问题（一） …… 3
有关连铸坯质量的几个问题（二） …… 16
改进连铸薄板钢质量的几项操作 …… 22

**2　连铸常见钢中的质量问题** …… 31

连铸轮胎钢丝钢的质量 …… 33
连铸钢轨钢的质量 …… 39
连铸滚珠轴承钢的质量 …… 46
连铸管线钢的质量 …… 52
冷轧薄钢板的表面缺陷 …… 60
连铸板坯和连铸异型坯腹板中心内裂形成原因的探讨 …… 64

**3　硅脱氧钢和铝脱氧钢的质量** …… 67

用硅代替铝脱氧来消除连铸水口堵塞 …… 69
无缝钢管的发纹问题 …… 77
铝含量对钢质量的影响 …… 83
板坯连铸中间包挡墙的设置问题 …… 87

**4　影响连铸坯质量的一些综合因素** …… 91

结晶器保护渣的润滑作用和水平传热 …… 93
用多模式电磁搅拌控制结晶器内的钢水流动形式 …… 102
电弧炉（EAF）钢中氮含量的控制 …… 108
电弧炉内泡沫渣的形成条件 …… 112
影响高碳钢连铸小方坯中心偏析的因素 …… 119

**5　有关包晶钢的理论** …… 125

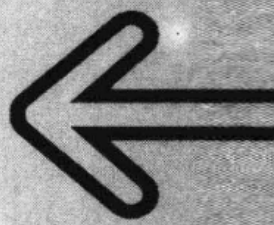
包晶钢的碳含量及相关的凝固收缩 …… 127

有关连铸坯质量的几个问题（三） …… 132

**6　影响连铸板坯质量的基础知识** …… 137

连铸板坯包晶钢的纵裂问题 …… 139
板坯连铸拉速提高对铸坯质量的影响 …… 144
板坯连铸拉速变化对铸坯质量的影响 …… 149
机型和结晶器对板坯质量的影响 …… 155
减少连铸板坯中心偏析的措施 …… 161
结晶器振动对铸坯表面质量的影响 …… 166
连铸异型坯的主要缺陷 …… 173

# 1 有关连铸坯质量问题的综合性讨论



本专题论述了有关连铸坯质量的主要环节，还论述了与薄板坯质量有关的几项操作。


☆ 有关连铸坯质量的几个问题（一）

☆ 有关连铸坯质量的几个问题（二）

☆ 改进连铸薄板钢质量的几项操作

# 有关连铸坯质量的几个问题（一）

**摘　要**：介绍了对理解连铸坯质量有用的钢锭知识；讨论了连铸坯的形状缺陷及相关质量问题、水口堵塞问题以及结晶器保护渣的选用。

**关键词**：连铸坯；钢锭；铸坯质量

## 1　钢锭和连铸坯质量的对比[1~3]

钢锭和连铸坯有许多相似之处，对于过去从事钢锭质量研究的人转入从事连铸坯质量的研究时，他们在钢锭质量研究上取得的认识和体会，对于研究连铸坯质量也是很有帮助的。以下将镇静钢钢锭与连铸坯做一对比，因为连铸坯都是镇静钢。

笔者经对国内大中小镇静钢钢锭的考察，将镇静钢钢锭分为大锭和小锭，横断面不大于266.7mm（10.5in）的钢锭为小锭，配650mm轧机；横断面不小于508mm（20in）的钢锭为大锭，配750mm轧机。大锭和小锭的结构和偏析不同，镇静钢大锭的结构和偏析有严格的对应关系，大锭的结构和偏析如图1所示。

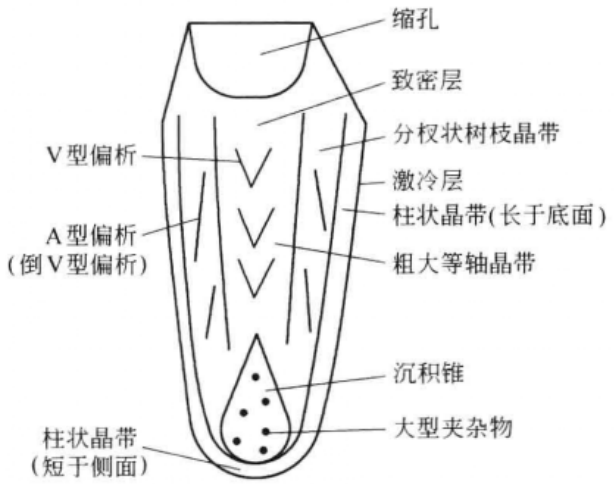



图1　大钢锭的结构与偏析

镇静钢小锭的结构和偏析与大锭不同，小锭没有A型偏析，也没有沉积锥，这主要是因为小锭没有充分发育的分枝状树枝晶。

钢水在钢锭模内凝固时有一个收缩过程，从钢水到室温钢锭的总收缩 $V_{总}$ 由

两部分组成，一部分是线收缩 $V_{线}$（即钢锭外壳向内收缩所占的体积），另一部分是体积收缩 $V_{体}$（即钢锭内部缩孔和疏松所占的体积）。钢水含碳量不同时，如果姑且认为它们的 $V_{总}$ 相等，都等于 11.8%，但它们各自的 $V_{线}$ 和 $V_{体}$ 却相差很多，见表 1。

**表 1 钢锭凝固的收缩特征**

| 钢 锭 | $V_{线}$ | $V_{体}$ | 在钢锭表面上的波痕 | 黏膜倾向 |
|---|---|---|---|---|
| 高碳钢 | 小 | 大 | 浅 | 大 |
| 低碳钢 | 大 | 小 | 深 | 小 |

表 1 关于钢锭凝固收缩的认识可以联系到连铸坯，有关 $V_{线}$ 与连铸坯质量的关系，见表 2。

**表 2 连铸坯凝固的收缩特征**

| 连 铸 坯 | 在弯月面附近初始形成坯壳的 $V_{线}$ | 振痕 | 黏结倾向 | 表面裂纹生成倾向 |
|---|---|---|---|---|
| 高碳钢（C>0.40%） | 小 | 浅 | 大 | 小 |
| 中碳钢（或称包晶钢）（C≈0.1%） | 大（C=0.1%时最大） | 深 | 小 | 大 |

从表 1、表 2 可见，钢锭和连铸坯的凝固收缩与质量的关系有相似之处。

奥氏体不锈钢大锭和电渣重熔锭的结构都由穿晶（柱状晶一直生长到锭心）组成，它们没有分枝状树枝晶，也无粗大等轴晶，所以它们既无 A 型偏析也无沉积锥，但因它们都由穿晶组成，所以它们的 $V_{线}$ 将会更大一些。

连铸坯的结构和偏析与镇静钢小锭相近，在横向上由激冷层、柱状晶、等轴晶组成，在纵向上有中心偏析和 V 型偏析。连铸坯没有 A 型偏析也没有沉积锥。连铸坯由于冷却强度大于小锭，所以柱状晶长于小锭，柱状晶越长，中心偏析越严重，但如果柱状晶的长度发展到穿晶时，中心偏析的严重程度不但不继续增加，反而会显著减少，但要想得到穿晶，必须具有一定的条件：（1）断面小；（2）高碳钢；（3）浇注温度高和二冷强度高。例如 105mm × 105mm 小方坯，C=0.55% ~0.85%，浇注温度高和二冷强度高时可以得到穿晶，中心偏析显著减少。高碳钢的柱状晶长于中、低碳钢，有利于得到穿晶[4]。

在采用轻压缩来减少连铸板坯中心偏析的文章中，有的作者也用到 A 型偏析一词[5]，该处所指的 A 型偏析与模铸大锭的 A 型偏析截然不同，该处所指的 A 型偏析是由于轻压缩过度，使轻压缩前连铸坯中的 V 型偏析反方向逆转成为所谓的 A 型偏析，如果轻压缩适度，既可以消除 V 型偏析，也不会出现 A 型偏析。

## 2 连铸坯的形状缺陷[3]

模铸锭没有形状缺陷，连铸坯有形状缺陷问题。形状缺陷随连铸坯的形状和大小而异。连铸坯的形状缺陷不仅仅是铸坯外形问题，还密切联系于连铸坯的裂纹和漏钢等问题。

连铸板坯的形状缺陷是窄面凸出和宽面鼓肚。板坯窄面的正常形状应为微凹。窄面凸出容易引起偏离角内裂或凹陷，窄面凹入太多容易产生三重点裂纹。鼓肚有无对连铸板坯和小方坯质量的影响见表3。

**表3 鼓肚有无对板坯和小方坯质量的影响**

| 鼓肚位置 | | 板坯 | 小方坯 |
|---|---|---|---|
| 1 | 弯月面处 | 有<br>可能引起宽面纵裂和宽面中部黏结漏钢 | 有<br>不会引起表面纵裂，可能引起黏结，但不会引起黏结漏钢 |
| 2 | 结晶器下部和其下方 | 有<br>可能引起偏离角内裂漏钢 | 有<br>可能引起偏离角内裂漏钢 |
| 3 | 二冷区 | 有<br>可能引起柱状晶晶间裂纹 | 无<br>可能引起偏离角内裂漏钢 |
| 4 | 最后凝固区 | 有<br>可能引起中心偏析和中心裂纹 | 无<br>— |

连铸小方坯的形状缺陷是凸肚和脱方。小方坯偏离角内裂漏钢有两种类型，一种类型是单独由鼓肚引起的，另一种类型是以鼓肚为主脱方为辅引起的。根据在天津第二炼钢厂实测，150mm×150mm 小方坯，如果在离开结晶器时的鼓肚虽没有凸到引起漏钢的程度，但如果在二冷区以后的脱方大于15%时也会引起漏钢。小方坯这两种漏钢类型都与鼓肚有关，如果没有鼓肚，脱方再大也不会单独引起漏钢。

小方坯拉速（$v_c$）的提高受到坯壳角部和面部凝固速度不同的限制，为了改善凝固的均匀性和克服单锥度结晶器的缺点，邯钢、马钢、武钢引进了钻石型结晶器。小圆坯不存在小方坯角部和面部凝固速度不同的问题，所以 $v_c$ 可以高于小方坯。小方坯为了提高 $v_c$ 也可以采用设计思路类似于小圆坯的 Concast 凸形结晶器。钻石型结晶器不但适用于小方坯，也适用于板坯窄面（称为 Diaface 结晶器），Mansfield AK Steel 在中等厚度的板坯连铸机上浇注409不锈钢时，对 Diaface 结晶器进行了研究。单锥度结晶器的缺点是结晶器锥度不符合坯壳在结晶器内的凝固收缩，在结晶器上部坯壳的 $V_{线}$ 大于结晶器的锥度，形成较大空隙

（C=0.1%时形成的空隙最大），在结晶器出口处，坯壳的 $V_{线}$ 小于结晶器的锥度，坯壳受到挤压。

天津二钢连铸小方坯曾出现内裂，笔者认为内裂的形成源于二冷水不均匀引发的形状缺陷，见图2。

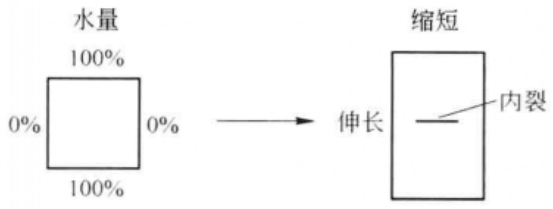



图2 二冷水不均引起内裂

异形坯腹板的纵裂倾向大于板坯，这是由于异形坯的凸缘顶部在凝固初期，可能向外变形，使腹板受到向外的拉力产生纵裂。

## 3 连铸机机型[6]

连铸机机型的演变经历了立式→弧形→立弯式乃至又回到立式的过程，这在很大程度上反映了对铸坯从要求产量到要求质量的转变。

此前建立的板坯连铸机大多为弧形。为了提高铸坯洁净度、避免夹杂物在内弧富集、消除IF钢在连续退火后成型时在内弧钢带表面出现铅笔型气泡和消除在铸坯内弧出现横裂[7]、偏离角纵向凹陷、星形裂纹及与弧形铸机有关的梯形，目前新建或改建的板坯连铸机多为立弯式或立式。

2000年5月Terni钢厂决定建立最新一代用于生产高合金钢（主要是不锈钢）的立式工业化CSP连铸机，冶金长度为9.265m。

神户钢厂认为滚珠轴承钢为了避免夹杂物在铸坯内弧富集，最好用立弯式或立式连铸机来生产。

## 4 连铸中间包水口堵塞问题[3]

自连续铸钢问世以来，由于中间包水口内径小于模铸钢包水口内径，因而连铸中间包水口堵塞成为突出问题。水口堵塞使 $v_c$ 降低甚至使注流中断。$v_c$ 降低还使振痕深度增加。水口内的黏附物一旦被钢水冲掉，大量钢水随之涌出，引起结晶器液面起伏，在这段时间内拉出的铸坯将被降级或报废。

水口堵塞是由于钢水中高熔点的 $Al_2O_3$（熔点2020℃）、CaS（熔点2450℃）、$Al_2O_3 \cdot MgO$、AlN等黏附在水口内壁上引起的。关于水口堵塞的机理和消除水口堵塞的研究，迄未中断。

### 4.1 挡渣和测钢包渣层厚度

美国Edgar Thomson钢厂的两座250t BOF在2000年3月和11月开始用VAI公司开发的气动挡渣塞棒（pneumatic slag stopper）来挡渣[8]，使钢包内的渣层厚度从127mm减少到91.44mm。VAI-Con是上述挡渣棒的改进型，我国包钢和

本钢都已采用 VAI-Con 塞棒挡渣。

出钢时进入钢包的氧化渣的（FeO + MnO）应被还原到 4% ~8%，否则 3(FeO) +2[Al]→$Al_2O_3$，使水口堵塞和使铸坯表面产生缺陷，但如果（FeO + MnO）被还原过度，（FeO + MnO）<2%，会生成 $MgO \cdot Al_2O_3$、$CaO \cdot 6Al_2O_3$ 及正常含量的 $Al_2O_3$ 夹杂，这些夹杂也会使水口堵塞和使铸坯表面产生缺陷。

用钢棒测渣层厚度的误差可达 ±31.75mm，U. S. 钢研所等单位开发的雷达测厚法是一种不与被测物体接触的测量方法。据介绍这种方法的优点是：（1）在远处测量；（2）测量时间短（30 ~45s）；（3）安全；（4）精度高；（5）电子设备和传感器耐用可靠[9]。

## 4.2 BHP Steel 减少板坯连铸水口堵塞的经验[10]

### 4.2.1 钢轨钢

钢轨钢是 Mn-Si 镇静钢。钢中各元素质量分数为：C 0.77%、Mn 0.90%、Si 0.28%。他们期望这种钢中的 $Al_2O_3$ 夹杂尽量少。$Al_2O_3$ 夹杂含量多，由于滚动接触疲劳，使钢轨头部开裂（heading），这是因为 $Al_2O_3$ 夹杂容易偏析到钢轨头部。$Al_2O_3$ 夹杂含量多还使中间包滑动水口堵塞，使连浇炉数受到限制。

BHP Steel 的 New Castle 钢厂（该厂在 1999 年关闭）的经验是在钢包处理时取出的最后 1 个试样的[O] =0.0020% ~0.0028%（1530℃左右），可以连浇 10 炉，[O] <0.0020%时，引起水口堵塞；[O] =0.0027% ~0.0033%时，钢轨钢中 $MnO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$ 三元系夹杂的 $Al_2O_3$ =20% ~30%，这种夹杂的熔点最低。

### 4.2.2 管线钢

BHP Steel 的 Port Kembla 钢厂生产的电阻焊管线钢是 Al 镇静钢。该厂生产这种钢时用钙处理钢水将固态 $Al_2O_3$ 转化为液态 $C_{12}A_7$，已有 20 多年的历史。生产的这种钢要求含硫低，[S] <0.012%，刚喷入 CaSi 后，[Al] =0.02% ~0.03%，[Ca] =0.0050%。钢包处理后[Ca]/[Al] ≥0.2 时，成品管的钩形裂纹（hook crack）最少。

### 4.2.3 弹簧钢

New Castle 钢厂浇注弹簧钢时钢包防护套管（ladle shroud）堵塞严重。钢中各元素质量分数为：C 0.59%，Mn 0.8%，Si 1.9%，Cr 0.175%，Al 0.025%。

可见，弹簧钢是铝镇静钢，堵塞物主要由 $CA_2$（熔点 1765℃）、CA（熔点 1597℃）组成。为了消除堵塞，要将 $Al_2O_3$ 转化为 $C_{12}A_7$。弹簧钢因含硅高，所加 FeSi 中的钙可能足以将 $Al_2O_3$ 转化为 $C_{12}A_7$。例如，若 FeSi 中 Ca =0.03%，所加 FeSi 带入钢中的[Ca] =0.0070%。

### 4.2.4 电工钢

BHP Steel 的 Port Kembla 钢厂生产 Si = 0.5% 的电工钢，有时在钢包水口下部产生堵塞。根据该厂的经验，水口是否堵塞与 FeSi 中钙的质量分数有关。FeSi 中 Ca = 0.4% 时，水口堵塞。FeSi 中 Ca < 0.4%，[Ca] = 0.07% 时，或 FeSi 中 Ca > 0.4%，[Ca] = 0.9% 时，水口不堵塞。该厂认为，这与 FeSi 中钙的质量分数不同时，生成的夹杂物不同有关，见表 4。

**表 4 FeSi 中 Ca 质量分数与生成夹杂物组成的关系**

| FeSi 中 Ca/% | 水口是否堵塞 | 真空脱气后残留在钢水中的[Ca]/% | 生成的夹杂物 |
|---|---|---|---|
| 0.4 | 堵塞 | 0.0006（0.0005 ~ 0.0010） | 固态铝酸钙，不能聚集成簇状物，难以从钢水中排出 |
| 0.07 | 不堵塞 | < 0.0004 | 固态 $Al_2O_3$，能聚集成簇状物，从钢水中排出 |
| 0.9 | 不堵塞 | 0.0012 | 液态 $C_{12}A_7$ |

## 4.3 鞍钢第二炼钢厂消除模铸铝镇静钢水口堵塞的经验[3]

铝镇静钢水口堵塞大多发生在中、高碳钢。根据该厂的经验，模铸铝镇静钢水口结瘤与 FeSi 中钙的质量分数有关，见表 5。

**表 5 水口结瘤与 FeSi 中 Ca 质量分数的关系**

| FeSi 中平均 Ca/% | 水口结瘤烧氧比/% | FeSi 中平均 Ca/% | 水口结瘤烧氧比/% |
|---|---|---|---|
| 2.85 | 25.5 | 0.76 | 0.94 |
| 1.30 | 7.67 | 0.68 | 0.84 |

可见，控制 FeSi 中 Ca < 0.5%，即可消除水口结瘤堵塞。

## 4.4 神户钢厂和 Saar Stahl AG 减少滚珠轴承钢水口堵塞的经验[3]

神户钢厂按铝镇静钢（Al = 0.02% ~ 0.04%）来生产滚珠轴承钢，虽然可以使 $[O]_{总}$ 降低，但浇注时水口堵塞倾向大。滚珠轴承钢不宜用钙处理钢水，因为残留在钢水中的铝酸钙对疲劳有害，所以要从多方面来提高钢水的洁净度以减少水口堵塞倾向。该厂采用强真空脱氧操作，将 $[O]_{总}$ 降低到 0.0004%。

Saar Stahl AG 从 1995 年起改按 Si-Mn 镇静钢（Al = 0.001%）来生产滚珠轴承钢，RH 脱气后，$[O]_{总}$ = 0.0008% ~ 0.0015%，水口堵塞倾向小于铝镇静钢。虽然 $[O]_{总}$ 高于铝镇静钢，但宏观和显微洁净度至少与铝镇静钢相等，

滚珠寿命显著高于铝镇静钢。有的用户已不对滚珠轴承钢的最低含铝量提出要求。

### 4.5 Bethlehem 钢铁公司减少板坯连铸水口堵塞的经验[3]

他们认为在浇注系统通入的氩气量应使中间包内的钢水保持“轻度沸腾”，不应保持“微弱沸腾”。“微弱沸腾”表明通入的氩气量不足，空气漏入将钢水二次氧化，造成中间包内钢水面静止的假象。

### 4.6 Mansfield 板坯连铸机处理水口堵塞的经验[3]

Mansfield 浇注铝镇静钢（Al = 0.02% ~ 0.04%）时，中间包水口出现堵塞。在钢包处理时，钢水的［S］不得高于0.02%，［Al］应当等于0.05%，不得低于0.03%。该厂中间包水口堵塞有两种类型：一种是经常性堵塞（不堵死），另一种是灾难性堵塞（堵死）。经常性堵塞虽不能将水口堵死，但黏附物被冲下时，将使结晶器液面产生剧烈起伏，可能引起漏钢。灾难性堵塞多出现在开浇第一炉。该厂先对经常性堵塞进行了考察，得出，经常性堵塞来源于钢包处理时，钙丝喂入量过多，堵塞物由 CaS 和富钙铝酸钙组成。将钙丝喂入量减少后，经常性堵塞没有了，但却加剧了灾难性堵塞，堵塞物由高熔点的富铝铝酸钙组成。富铝铝酸钙来源于钢包钢水注入中间包时、钢包开浇烧氧时或在钢包渣脱氧不完全处理钢水时，钢水中的铝被二次氧化。钢包处理时钙丝喂入量减少后，不足以将此后钢水被二次氧化生成的 $Al_2O_3$ 转化为 $C_{12}A_7$。为了减少灾难性堵塞，在开浇前 2min 从中间包孔喂入钙并将开浇钢水从 8t 增加到 20t 以增加开浇第一炉夹杂物在中间包内的上浮时间，这些措施显著减少了开浇第一炉被堵死。

### 4.7 Algoma 钢厂薄板坯连铸机减少水口堵塞的经验[3]

开工初期，浸入式水口堵塞率很高。采取控制钢包渣（FeO + MnO）< 4%，(CaO)/($SiO_2$) > 1.2，(S) ≤ 0.012%，减少用铝作化学加热等项措施后，浸入式水口堵塞显著减少。

### 4.8 304 型不锈钢避免 $MgO \cdot Al_2O_3$ 生成的经验[11]

304 型不锈钢（Cr 18%，Ni 8%，Si 0.5%，Mn 1.2%）用 AOD 或 VOD 来生产，并只用 75% FeSi 和锰来脱氧时，可能生成 $MgO \cdot Al_2O_3$。$MgO \cdot Al_2O_3$ 是硬的高熔点夹杂物，这种夹杂物在 304 型钢带表面上产生条片缺陷，所以在生产 304 型钢时，应当避免生成 $MgO \cdot Al_2O_3$。

$MgO \cdot Al_2O_3$ 是否生成与 FeSi 中钙和铝质量分数有关，见表 6。

表 6 $MgO \cdot Al_2O_3$ 生成与 FeSi 中钙和铝的关系

| 类 型 | Si/% | Al/% | Ca/% | 是否会生成 $MgO \cdot Al_2O_3$ |
|---|---|---|---|---|
| 1 | 76 | 0.09 | <0.01 | 会 生 成 |
| | 75.4 | 0.44 | <0.01 | |
| | 74.9 | 1.03 | <0.01 | |
| | 75.4 | 1.35 | <0.01 | |
| | 76 | 2.91 | <0.01 | |
| 2 | 76.1 | 1.71 | 0.07 | 不会生成<br>会生成低熔点的硅酸钙<br>（由 $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$ 组成） |
| | 76.1 | 1.7 | 0.4 | |
| | 76 | 1.42 | 0.84 | |
| | 76.2 | 3.31 | 0.12 | |
| | 76.4 | 3.49 | 0.43 | |
| | 74.5 | 2.94 | 0.9 | |
| | 75.9 | 3 | 1.75 | |
| 3 | 74.4 | 0.21 | 1.70 | 与类型 2 相同 |

## 5 连铸结晶器保护渣的选用[3]

结晶器保护渣是净化钢质、改善铸坯表面质量和提高铸坯 $v_c$ 的重要手段。保护渣的选用随铸坯形状、大小、钢种、$v_c$ 而异。

### 5.1 传统板坯用的保护渣

韩国浦项光阳厂推荐 LCAK 钢板坯当 $v_c = 1 \sim 1.6$m/min 时，最佳液渣层厚度 $h = 10 \sim 15$mm，最佳保护渣耗量 $Q = 0.3 \sim 0.5$kg/m$^2$。

#### 5.1.1 浦项厂试用的保护渣

MCAK 钢用保护渣：为减少 MCAK 钢（C = 0.10% ~ 0.14%）板坯纵裂，$v_c = 1 \sim 1.2$m/min 时，试用结晶比高的保护渣（表 7）。

表 7 浦项厂 MCAK 钢试用结晶器保护渣

| $CaO/SiO_2$ | $Al_2O_3$/% | $(Na_2O + K_2O)$/% | F/% | $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$/Pa · s | 结晶比/% | 纵裂指数 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1.3 | 3.6 | 4.6 | 7.6 | 1145 | 0.13 | 83.6 | 0.5 |

为提高结晶比，应选用 $CaO/SiO_2 > 1.2$（≤1.5），F > 5%，$Al_2O_3 < 5\%$，$B_2O_3 < 2\%$，MgO < 5% 的保护渣。

浇铸 LCAK 钢采用的无 F 保护渣，见表 8。

保护渣中的 F 大约有 20% ~ 30% 溶于二冷水，污染水而且腐蚀连铸机。

表 8 LCAK 钢用无氟结晶器保护渣

| $CaO/SiO_2$ | F/% | $B_2O_3$/% | MgO/% | $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$/Pa·s | 结晶比/% | 耗量/kg·t$^{-1}$ | 皮下夹杂出现率指数 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.8 | 0 | 7.5 | 1.6 | 976 | 0.20 | 0 | 0.45 | 4.0 |

高碳钢用的低氟保护渣见表 9，由于高碳钢容易黏结漏钢，要用低 $T_M$、低 $\eta_{1300}$、耗量较高的保护渣。

表 9 高碳钢用低氟结晶器保护渣

| $CaO/SiO_2$ | F/% | $B_2O_3$/% | MgO/% | $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$/Pa·s | 结晶比/% | 耗量/kg·t$^{-1}$ | 漏钢率指数 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1.0 | 3.8 | 6.0 | 8.4 | 998 | 0.11 | 0 | 0.46 | 0 |

铝镇静钢用的发热型保护渣含碳和含 FeSi。放热量高时窄面针孔指数减少。晶粒取向硅钢（C 0.04%，Si 3.2%）用的球形空心颗粒保护渣，见表 10。

表 10 取向硅钢用球形空心颗粒保护渣

| $CaO/SiO_2$ | $Al_2O_3$/% | $Na_2O$/% | F/% | C/% | $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$/Pa·s |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.91 | 3.2 | 13.2 | 6.0 | 4.7 | 1075 | 0.21 |

奥氏体不锈钢 304 型用的保护渣，见表 11。

表 11 奥氏体不锈钢 304 用结晶器保护渣

| $CaO/SiO_2$ | $Al_2O_3$/% | $Na_2O$/% | $\eta_{1300}$/Pa·s | $T_M$/℃ | 耗量/kg·t$^{-1}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 1.27 | 6.8 | 9 | 1.1 | 1047 | 0.4～0.45 |

用此种保护渣浇注时纵向凹陷最小，振痕也最浅（小于 250μm）。

### 5.1.2 马口铁用的氟系保护渣[12,13]

八幡制铁所生产的马口铁表面上出现白点缺陷。他们发现，白点缺陷与所用钠系保护渣被裹入铸坯内弧（弧形铸机）有关。用氟系保护渣（$F_3$ 或 $F_5$ 见表 12）取代钠系保护渣可以消除保护渣被裹入，这是因为氟系保护渣在浇注过程中 $\eta_{1300}$的提高少于钠系，所以氟系保护渣的初始 $\eta_{1300}$可以高于钠系。此外，氟系保护渣的凝固温度低于钠系保护渣，因而氟系保护渣的液态润滑区长和热导出[J/(m$^2$·s)]多，适用于高拉速。但氟系保护渣的 MgO 含量高，表面张力 $\sigma_{1250℃}$(N/m)高于钠系。为了保证氟系液渣的铺盖性，其液渣层的厚度(20～25mm)应当厚于钠系保护渣（15～20mm）。

## 5.2 传统板坯高$v_c$时用的保护渣

传统板坯高 $v_c$ 时，为了保证保护渣的耗量和有足够的液渣层厚度以减少纵

裂和黏结，要求提高保护渣的熔化速度、降低 $\eta_{1300}$、降低 $T_S$（凝固温度）。$Li_2O$、MgO、MnO 都能降低黏度、降低 $T_C$（结晶温度）、降低 $T_M$ 和提高熔化速度。$Li_2O$ 对降低黏度和软化点有显著效果。

**表 12 浇注马口铁用氟系结晶器保护渣**

| 保护渣 | $T_C$ | $CaO/SiO_2$ | Na/% | F/% | $Al_2O_3$/% | MgO/% | $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$ /Pa·s | $\sigma_{1250}$ /N·m$^{-1}$ | 适用 $v_c$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $F_3$ | 2.4 | 0.9 | 1 | 9 | 6 | 6 | 1140 | 0.40 | 0.317 | 低 |
| $F_5$ | 1.7 | 0.9 | 1 | 9 | 6 | 6 | 1120 | 0.32 | 0.310 | 高 |

根据韩国的经验，当 $v_c > 1.8$m/min，C < 0.08% 时，最佳耗量 = 0.39kg/t，$\eta_{1300} = 0.03 \sim 0.05$Pa·s，$T_S = 940 \sim 960$℃。

高 $v_c$（1.4 ~ 2.0m/min），中碳钢（C = 0.08% ~ 0.16%）用的保护渣，见表 13。

**表 13 中碳钢高拉速浇注用结晶器保护渣**

| $CaO/SiO_2$ | $Al_2O_3$/% | MgO/% | $Li_2O$/% | $\eta_{1300}$/Pa·s | 软化温度/℃ | $T_C$/℃ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1.46 | 3.1 | 0.8 | 3.1 | 0.05 | 895 | 1145 |

可见，高 $v_c$ 中碳钢用的保护渣特点是 $T_C$ 高、$\eta_{1300}$ 低，预熔比大于 75%，对减少板坯纵裂的效果好。

日本福山 5 号板坯连铸机浇注 LCAK 钢时，$v_c = 2.0 \sim 2.5$m/min，使用的保护渣特性见表 14。

**表 14 低碳铝镇静钢高拉速浇注用结晶器保护渣**

| $SiO_2$/% | $Al_2O_3$/% | $Fe_2O_3$/% | CaO/% | $R_2O$/% | F/% | 固定碳/% | 软化温度 /℃ | $\eta_{1300}$ /Pa·s | $T_C$/℃ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 31.7 | 5.7 | 0.3 | 29.0 | 14.2 | 8.2 | 2.8 | 930 | 0.09 | 980 |

$v_c = 1.8$m/min 时的耗量大于 0.3kg/m$^2$。

## 5.3 薄板坯用保护渣

Nucor 用 CSP 工艺生产连铸 50mm × (900 ~ 1300) mm 薄板坯，C < 0.065% 的钢，$v_c = 5.5$m/min；C = 0.065% ~ 0.15% 的钢，因为纵裂和横裂严重，该厂避免生产这种碳含量的钢。加拿大用 FTSR 工艺生产包晶钢时（C = 0.08% ~ 0.11%），最高 $v_c = 3.8$m/min，而生产其他钢种时，最高 $v_c = 5.5$m/min。

鹿岛制铁所在试验用薄板坯连铸机上（铸机长度 12.8m）开发出优化的保护渣碳，将包晶钢（C = 0.09% ~ 0.12%），90mm × 1000mm 薄板坯的 $v_c$ 从 3.0m/

min 提高到 5.0m/min，板坯的纵裂指数为 0[14]。保护渣碳的成分和性能见表 15。

**表 15 鹿岛制铁所浇注包晶钢薄板坯试用的结晶器保护渣**

| $CaO/SiO_2$ | $CaF_2$/% | $Na_2O$/% | T. $CaO/SiO_2$ | $T_S$/K | $\eta_{1300}$/Pa·s | 不引起纵裂的 $v_c$/m·min$^{-1}$ | 热流 /MW·m$^{-2}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1.15 | 24.7 | 10.0 | 1.80 | 1509 | 0.04 | 5.0 | 2.8 左右 |

可见，保护渣碳的特点是 $CaO/SiO_2$ 高（$CaO/SiO_2$ 高提高 $T_C$）、$T_S$ 高、$\eta_{1300}$ 低、热流低，不含有 $Al_2O_3$、MgO，因为 $Al_2O_3$ 和 MgO 都降低 $T_C$，促使玻璃相生成。

从弯月面到以下 10mm 左右范围，坯壳厚度为 0.8～1.6mm，渣膜只由结晶相（cuspidine）组成，所以传往结晶器的热流少，使坯壳厚度均匀。

可见，结晶器保护渣对改善铸坯表面质量和提高 $v_c$ 有很大潜力，对结晶器保护渣的开发不可一劳永逸。

墨西哥 Hylsa 钢厂的 CSP 薄板坯连铸机，铸坯厚度 50mm，生产低碳钢和硅钢，$v_c$=3.0～5.5m/min。开浇时用粉状发热型开浇渣，用 $Fe_2O_3$ 将 CaSi 燃烧放热。浇注时用空心球形颗粒渣 A 和 B，见表 16。

**表 16 Hylsa 钢厂薄板坯连铸机用结晶器保护渣**

| 保护渣 | $CaO/SiO_2$ | $Al_2O_3$ /% | ($Na_2O+K_2O+Li_2O$) /% | F/% | $\eta_{1300}$ /Pa·s | $T_M$/℃ | $T_S$/℃ | $T_C$/℃ | 晶体相/% | $v_c$=5.0m/min 时的热流 /MW·m$^{-2}$ | 渣圈 | 耗量 /kg·m$^{-2}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| A | 0.89 | 3.6 | 15.0 | 6.5 | 0.12 | 1060 | 1096 | 1070 | 60 | 2.82 | 低(稍高于 B) | 0.07～0.09 |
| B | 0.86 | 8.0 | 12.0 | 6.5 | 0.18 | 1030 | 1077 | 1060 | 40 | 2.92 | 低 | 0.075～0.095 |

耗量虽低，仍能满足润滑要求，这可能是因为 $v_c$ 高时，结晶器内的液态润滑区距离长所致。

为了改善绝热，Hylsa 钢厂将固态颗粒渣层厚度增加到 150～200mm，周围用保温板绝热。

Steel Dynamics Inc. 有两台薄板坯连铸机，$v_c$=5～5.5m/min，生产的钢种有低碳钢（C<0.07%）和中碳钢（C=0.17%～0.25%），该厂对所用 4 种球形空心渣的液渣层厚度 $h$ 进行了测定，结果是在浸入式水口处 $h$ 大约为 20mm，在窄面处 $h$ 为 0～4mm，与 Hylsa 的测定结果相近，$h$ 不敏感于 $v_c$ 的变化，而传统板坯的 $h$ 敏感于 $v_c$ 的变化。

## 5.4 方坯用保护渣

Georgsmarien Hütte 和 Fa. Stollberg 对生产的碳钢小方坯（165mm × 165mm）和大方坯（200mm × 240mm）所用的保护渣作了详细介绍，其中大方坯的耗量高于小方坯，包晶钢的耗量又高于其他钢种。大方坯包晶钢的耗量最高（0.47kg/$m^2$），所以大方坯要用熔化速度高、黏度低的保护渣。

Atlas 特殊钢厂在浇注 146mm × 146mm 小方坯铝细晶粒低合金钢（$v_c$ = 1.5 ~ 1.8m/min）时，为了得到良好的铸坯表面，选用的粉渣性能见表 17。

**表 17 浇注低合金小方坯用结晶器保护渣的性能**

| $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$/Pa·s | $CaO/SiO_2$ |
|---|---|---|
| 1110 | 0.48 | 0.60 |

Atlas 在浇注 200mm × 250mm 大方坯（最高 $v_c$ = 0.9m/min）时，使用低黏度的合成颗粒渣性能见表 18。

**表 18 浇注大方坯用的低黏度合成颗粒渣性能**

| $T_M$/℃ | $\eta_{1300}$/Pa·s | 铸坯表面凹陷 |
|---|---|---|
| 1140 | 0.16 | 轻 微 |

另外[15]，对小方坯保护渣耗量的要求不很严格，为了防止裹渣和减少侵蚀浸入式水口，小方坯通常使用高黏度的保护渣，渣膜通常由玻璃相组成。

## 5.5 圆坯用保护渣

小圆坯高 $v_c$（3.0m/min）时，如果也用板坯用的高 $CaO/SiO_2$ 保护渣，虽然可以使热流减少，但还不能保证热流均匀。为了同时保证热流减少和热流均匀，要用低 $CaO/SiO_2$、高 $T_S$ 的保护渣，见表 19。

**表 19 高速浇注小圆坯用结晶器保护渣**

| $CaO/SiO_2$ | MgO/% | $Al_2O_3$/% | $Na_2O$/% | $T_S$/K |
|---|---|---|---|---|
| 0.85 | 8.0 | 4.6 | 1.5 | 1473 |

用这种保护渣即使拉包晶钢（C = 0.1%）也无需降低 $v_c$。

根据铃木等的研究，C≥0.45% 的连铸圆坯表面容易产生线状凹陷。为了减少这种凹陷，他们使用的保护渣性能见表 20。

**表 20 浇注高碳钢圆坯用保护渣**

| $\eta_{1300}$/Pa·s | $T_M$/℃ | $T_S$/℃ | $CaO/SiO_2$ |
|---|---|---|---|
| 0.12 | 870 | 1025 | 0.9 |

C≥0.35%，Mn≥1.5%的圆坯表面容易产生点状凹陷。为了减少这种凹陷，要将初始保护渣中的 MnO 提高至 3.5% 左右，$CaO/SiO_2$ = 0.90。

## 参 考 文 献


[1] 卢盛意. 钢锭质量 [M]. 北京：冶金工业出版社，1990：5.

[2] 卢盛意. 镇静钢钢锭质量 [J]. 钢铁，1992(10)：25.

[3] 卢盛意. 连铸坯质量，第 2 版 [M]. 北京：冶金工业出版社，2000：12.

[4] 卢盛意. 连铸坯质量 [M]. 北京：冶金工业出版社，1994：2.

[5] Yamada M, Ogibayashi S, Tezuki M, et al. Production of hydsogen induced cracking (HIC) resistant steel by C. C. soft reduction[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1988: 71.

[6] 卢盛意. 机型和结晶器对板坯质量的影响. 连铸，2001(5)：39.

[7] Pradhan N, Banerjee N, Reddy B B, et al. Control of transverse cracking in special quality slabs [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2001(4):305.

[8] Christine A, Beyleton A, Olszewski Nick Difiore, et al. Installation of pneumatic slag stoppers at U. S. Steel's Edgar Thomson Plant [J]. AISE Steel Technology, 2001(5):39.

[9] Gregory A M, John G E, Frank L K, et al. Development and application of the Depthware™ slag depth measuring system [J]. AISE Steel Technology, 2002(4):20.

[10] Simpson I, Moore L, Lee M, et al. Implementation of a thermodynamic model for inclusion engineering [J]. I&SM, 2002(3):53.

[11] Mizuno K, Todorki H, Noda M, et al. Effects of Al and Ca in ferrosilicon alloys for deoxidation on inclusion composition in type 304 stainless steel [J]. I&SM, 2001(8):93.

[12] 草野昭彦，佐滕憲夫，冲 森，等. ブリキ用連鋳材の白しみ疵の発生機構 [J]. 鉄と鋼，2000(5):315.

[13] 草野昭彦，西原良治，皆川安生，等. 高級薄板用連鋳パウダーの開発 [J]. 鉄と鋼，2000(5):323.

[14] 花尾方史，川本正幸，原昌司，ほか. 亞包晶鋼スラブの高速連續鋳造用モールドフラツケス [J]. 鉄と鋼，2002(1):23.

[15] Courtney L, Nuortie-Perkkiö S, Valadares C A G, et al. Gystallisation of slag films formed in continuous casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2001(5):412.

# 有关连铸坯质量的几个问题（二）

**摘　要**：讨论了小方坯的脱方和漏钢、高碳钢小方坯的中心偏析等连铸坯质量问题，以及结晶器保护渣、脱氧方式、LF 顶渣、中间包挡墙等对连铸坯质量的影响。

**关键词**：连铸坯质量；影响因素

## 1　小方坯的脱方和漏钢

脱方初始形成在弯月面处并在此处定期转换方向。森久等提出，脱方是由于初始形成的坯壳 4 个角部冷却不均匀。冷却强的角部形成锐角，冷却弱的角部形成钝角。Brimacomb 用结晶器冷面上结晶器冷却水不同步的间歇沸腾来说明脱方的形成。他认为脱方源于铸坯 4 个面在弯月面处冷却不均匀。这大体上可以解释脱方之所以会周期性的转换方向。所以如果小方坯在弯月面处的 4 个角和 4 个面都能均匀冷却，就可以消除脱方。

二冷水不均匀对脱方和铸坯变形的影响，见图 1。

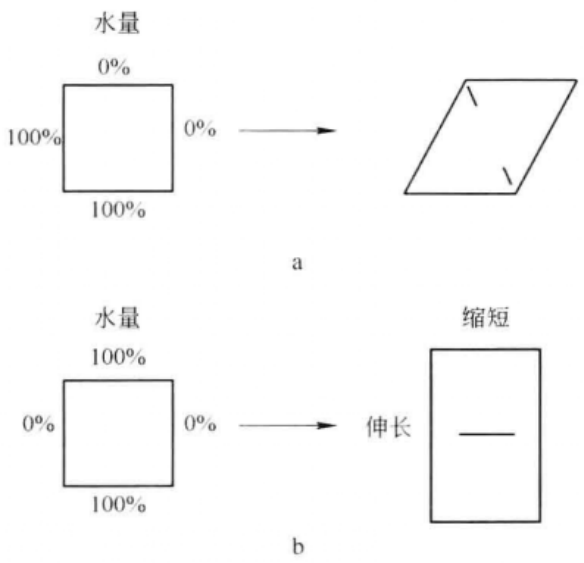



图 1　二冷水不均匀对铸坯变形的影响

小方坯偏离角内裂漏钢有两种类型：一种漏钢是单独由鼓肚（在结晶器内和刚出结晶器时）引起的，产生在刚出结晶器时；另一种漏钢是以鼓肚为主脱方为辅引起的，产生在二冷区乃至拉矫辊之前的任何地点。这两种漏钢类型都与鼓肚有关。如果没有鼓肚，脱方再大也不会单独引起漏钢。

## 2 高碳钢连铸小方坯的中心偏析

1997 年以前英国轮胎钢丝等容易产生中心偏析的高碳钢几乎都用连铸大方坯来生产，这是因为连铸大方坯的浇注温度低，压缩量大，有利于减少中心偏析。1997 年英国 4 家钢厂共同研究了用小方坯来生产高碳钢。影响连铸小方坯高碳钢中心偏析的因素包括：钢水过热温度、二冷水量、热轻压缩 TSR、机械轻压缩 MSR、电磁搅拌 EMS、小方坯尺寸、浇注方法、拉速等。

他们推荐为了减少高碳钢小方坯的中心偏析，用低钢水过热（过热温度不大于 30℃）、强二冷（二冷强度的提高以不产生铸坯回热型裂纹和表面裂纹为限度）和浸入式水口。M-EMS 对去除中心偏析有利，但容易产生 V 型偏析。Humberger 钢厂发现在轴承钢的 V 型偏析处出现碳化物。F-EMS 能拆散 V 型偏析。

## 3 结晶器保护渣的润滑和传热

保护渣在熔化过程中从上向下有 5 层组成：固态渣层、烧结层、半熔化层、富碳层、液渣层。在结晶器与坯壳之间的渣膜由固态玻璃渣膜、晶体渣膜和液态渣膜组成。传统板坯固态渣膜厚度大约为 2mm，液态渣膜厚度大约为 0.1mm。固态渣膜控制水平传热，液态渣膜控制润滑。液态渣膜的润滑作用用保护渣耗量 $Q_s$（$kg/m^2$结晶器）来衡量。许多传统板坯的表面缺陷（如纵裂、黏结漏钢、振痕深、横向角裂、偏离角裂、凹陷形成）都与 $Q_s$ 不在最佳范围有关。Wolf 提出 $Q_s = 0.7/(\eta v_c^2)$，Ogibayashi 提出 $Q_s = 0.6/(\eta v_c)$。式中，$\eta$ 为液渣黏度；$v_c$ 为拉速。

Mills 等用世界上 30 多家钢厂的数据对上式进行了检验，表明这些钢厂的 $\eta$ 和 $v$ 的搭配都在上述范围内。

但小方坯 $Q_s$ 的测定值低于用上式的计算值。这是因为小方坯连铸为了防止裹渣所用液渣的黏度很高（碱度很低），对润滑的要求不高，即 $Q_s$ 可以低一些。

含钛不锈钢连铸板坯实测出的 $Q_s$ 也很低。这是因为这种钢在浇注过程中有 TiN 析出（TiN 在液渣中的溶解度只有约 0.5%）。

影响 $Q_s$ 的因素有：$\eta$，$v_c$，$f$，$s$，$T_s$，$T_{br}$，$R$。

$f$：振频；$s$：振程；$T_s$：保护渣的凝固温度；$T_{br}$：弯折点温度，Mills 认为可用 $T_{br}$取代 $T_s$；$R$：结晶器的表面积/结晶器的体积。

| | 传统板坯 | 大方坯 | 小方坯 | 薄板坯 |
|---|---|---|---|---|
| $R$ | <10 | 15 | >20 | >30 |

$$Q_s = 7.6Q_t/R$$

式中，7.6 为钢的密度（$t/m^3$），$Q_t$（kg/t 钢）。

在下列条件下 $Q_s$ 升高，$\eta$ 降低，$v_c$ 降低，$f$ 降低，$s$ 升高，$T_s$ 降低，$R$ 降低。反之，$Q_s$ 降低。

影响结晶器保护渣水平传热的因素有：固态渣膜的厚度、固态渣膜中晶体所占的%，$T_s$（或 $T_{br}$）的高低。也有人认为水平传热决定于保护渣的液相线温度（或固相线温度）或决定于 $T_{br}$。液相线温度（或固相线温度）越低或 $T_{br}$ 越低，水平传热就越多。

Mills 用 $\eta$、$T_{br}$ 和 $v_c$ 之间的关系来表述各钢种对润滑和水平传热的要求，见图 2。

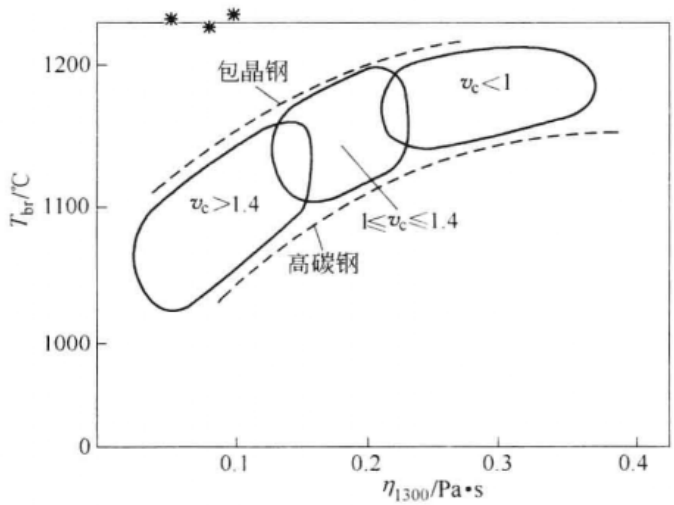



图 2 $\eta$、$T_{br}$ 与 $v_c$ 之间的关系

（* 为薄板坯所用保护渣的 $T_{br}$）

由图 2 可见，包晶钢的 $T_{br}$ 高，使水平传热减少，使坯壳薄和厚度均匀，因而可以消除包晶钢板坯的纵裂。高碳钢的 $T_{br}$ 低，使水平传热增加，因而可以消除黏结漏钢。

从图 2 还可见，薄板坯所用的 $T_{br}$ 比传统板坯、小方坯和大方坯的 $T_{br}$ 高出约 100℃。这说明薄板坯在浇注时不但对润滑要求低（传统板坯低碳铝镇静钢的 $Q_s = 0.3 \sim 0.5 kg/m^2$，Hylsa 钢厂薄板坯的 $Q_s = 0.070 \sim 0.095 kg/m^2$），对水平热流也要求低。

## 4 用硅脱氧代替铝脱氧

20 世纪后期，由于钢包精炼的推广，一些原来用铝脱氧的钢种可以改用硅脱氧。硅脱氧能消除水口堵塞，而且用优化的钢包渣也能使硅脱氧钢的［O］等于甚至低于铝脱氧钢。硅脱氧钢的［O］可以低到 0.0010%，所以也不会在连铸坯内产生皮下气泡。

Nucor Hertford 钢厂生产低氧、低硫 C = 0.16% 的钢时，原来按铝镇静钢来生产（[Al] = 0.020% ~ 0.040%）。当[Si] = 0.16% 和[Si] = 0.25% 改用硅脱氧时，为了将 [O] 控制在 0.0008% 以下，该厂选定的钢包渣成分见表 1。

**表 1 Nucor Hertford 钢厂选定的钢包渣成分**

| Si/% | CaO/% | MgO/% | $SiO_2$/% | $Al_2O_3$/% | $Al_2O_3/SiO_2$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.16 | 53 ~ 55 | 8 ~ 10 | < 17 ~ 18 | > 18 ~ 20 | 1 ~ 1.25 |
| 0.25 | 50 ~ 52 | 8 ~ 10 | 18 ~ 20 | 18 ~ 20 | 1 |

此外，原来采用铝脱氧的钢如弹簧钢，滚珠轴承钢，304 不锈钢等也多改用硅脱氧。为了将钢水改用硅脱氧，钢包渣也不要用铝脱氧，而改用 $SiC_2$ 或 $CaC_2$ 脱氧。如攀枝花钢铁厂在生产时速 200km 钢轨钢时，为了控制钢中 B 类夹杂物的级别（B 类夹杂物的级别不高于 1.5，[Al] ≤ 0.004%），采用不用铝脱氧的工艺；$SiC_2$ + 低 AlFeSi + 吹氩 + 精炼（LF + RH）。采用专用钢包，以防止铝镇静钢钢包渣污染钢轨钢钢水。

SMI-Texas 钢厂生产流程为：EAF—LF—小方坯连铸。出钢渣原来用 Al + $CaC_2$ 0.25 lbs/t（0.113kg/t）脱氧，水口容易堵塞，之后改用单一 $CaC_2$ 1.25lbs/t（0.567kg/t）脱氧，将 FeO 降低到 5%。在 LF 用少量 $CaC_2$ 将 FeO 调低到小于 1%。两种渣的成分对比见表 2。

**表 2 SMI-Texas 钢厂出厂渣成分** （%）

| 脱 氧 | CaO | MgO | FeO | MnO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 用 Al + $CaC_2$ 0.25 lbs/t（0.113kg/t） | 60 | 4 | 6 | 5 | 18 | 3 |
| 用单一 $CaC_2$ 1.25 lbs/t（0.567kg/t） | 53 | 8 | < 1 | < 1 | 25 | 4 |

## 5 控制铝镇静钢 LF 顶渣脱氧程度和优化顶渣成分

在生产铝镇静钢时，如钢包渣脱氧不足，（FeO + MnO）> 8% 时，3(FeO) + 2[Al] = $Al_2O_3$ 会引起水口堵塞和铸坯表面缺陷。如果钢包渣脱氧过度，（FeO + MnO）< 2% 时，则钢中夹杂物（$MgO \cdot Al_2O_3$，$CaO \cdot Al_2O_3$ 和 $Al_2O_3$）增加，这些夹杂物也会使水口堵塞和引起钢的质量缺陷。

U. S. Gary 钢厂在生产含 TiSULCIF 钢时，将炉渣（FeO）控制在 4% ~ 8% 范围内，以减少在 IF 钢内形成条片。

LTV 用连铸小方坯生产铝细晶粒钢时，将顶渣（FeO + MnO）控制在不小于 5%，以防生成 $MgO \cdot Al_2O_3$。

Voest-Alpine Stahl GmbH 生产 TiSULCIF 钢时，将硫含量的控制放在铁水脱硫和低硫废钢的选用上，在 LF 内不脱氧。这是为了在 RH 处理时将碳脱到

$[C]_{平均}$ = 0.00239% 和在 LF、RH 过程中不增氮。但 LF 顶渣不脱氧也有缺点，即铝回收低，还会引起水口堵塞。所以该厂也试图将 LF 渣进行少量脱氧的尝试。

POSCO 在用铝脱氧来生产轴承钢时，将 RH 处理后顶渣 $CaO/Al_2O_3$ 从原来 2 ~ 4.4 控制到现在 1.7 ~ 1.8 时，可将 $[O]_{总}$ 从 0.0010% ~ 0.0016% 降低到 0.0005% ~ 0.0008%。

可见，铝镇静钢（硅镇静钢亦然），控制顶渣脱氧程度和优化顶渣成分可以改善钢质。

LF 精炼有利于去除钢水中的 $Al_2O_3$，因而使结晶器液渣中 $Al_2O_3$ 的增量少，有利于结晶器保护渣性能稳定。

## 6 板坯连铸中间包挡墙的设置问题

Wolf 认为“上挡墙/下挡墙对去除夹杂物的作用很小。这是由于在过渡期中间包内的钢水有逆向流动（flow inversion during transients）。……中等大小没有上挡墙/下挡墙的中间包是可取的”。

苏天森在赴欧洲考察报告中说“德国马普斯所与技术中心一项研究表明，中间包挡墙促进夹杂物上浮等作用不明显，因此，欧洲无挡墙中间包技术已在各个钢厂推广使用”。

哥伦布不锈钢厂对 304 钢种用无挡墙和有挡墙中间包浇出的钢的次品率和废品率没有区别。根据这一结果，该厂从 2001 年 10 月 ~ 2002 年 3 月 6 个月内生产不含钛的不锈钢时取消了中间包挡墙，对钢质没有不良影响。但在生产钛稳定化不锈钢时，仍保留挡墙，因为这种钢的夹杂物含量高。

总之，在过去一些年，由于钢水进入中间包前在 LF 精炼时已将钢水洁净度提到相当高的程度，在此情况下，中间包挡墙已不再具有继续改善钢质量的作用。在这种情况下，除对钢水洁净度要求特别高的钢种外，可以在中间包内不设置挡墙。

## 7 冷轧 TiSULCAK 钢的表面质量

冷轧 TiSULCAK 钢的主要缺陷是铅笔形气泡和条片。

用弧形连铸机生产的 TiSULCAK 钢在成型时出现的铅笔形气泡（以下简称气泡）来源于氩气泡裹入内弧坯壳表面。Ispat Inland 将连铸机由弧形改造成直弯形后，气泡完全清除，条片减少 50%。

条片是出现在成品钢带表面的条形缺陷。条片与裹入铸坯表皮各种来源的夹杂物有关。已如本文 5 所述，U. S. Gary 钢厂在生产 TiSULCIF 钢时，将顶渣（FeO + MnO）控制在 4% ~ 8% 范围，以减少在 IF 钢内形成条片。TiSULCAK 钢条片的形成与振痕下方形成的钩形有关。碳含量越低，钩形就越深，即 TiSUL-

CAK 钢（C =0.001%）比 LCAK 钢更容易形成钩形，中碳钢（C =0.12%）没有钩形。负滑动时间 $t_n$ 长时，钩形深度增加。采用三角形非正弦振动可以使振痕深度减少，并改善板坯皮下洁净度。采用绝热性能好、黏度高或发热型保护渣可以减少钩形。Ispat Inland 在浇注 TiSULCAK 钢时，要将弯月面钢水流速控制在 0.2 ~0.6m/s。此外，也不排除其他因素对减少条片的影响，如 Mn/S，将锰含量从 0.12% ~0.22% 提高到 0.15% ~0.22% 使 Mn/S 从 28 提高到 35，有助于减少条片。

## 8 连铸板坯和异型坯腹板中心内裂的成因

连铸板坯 $v_c$ 提高后，中心内裂的出现率增加。草野昭彦等人发现中心内裂的出现有周期性。内裂间隔与矫直辊周长（1.4 ~1.5m）差不多相等，从而得出中心内裂的形成是由于在矫直辊处铸坯中心钢水层厚度在 0 ~6mm 范围内时，在矫直力的作用下被封闭起来。被封闭的钢水层在凝固收缩时形成空隙，即为中心内裂。中心裂纹的界面多是树枝晶凝固界面，不是凝固后被拉断的界面。他们认为为了减少中心内裂，要求将 $v_c$ 控制在矫直辊处钢水层厚度大于 6mm。

异型坯腹板中心内裂的形成与板坯不同。异型坯腹板在凝固过程中到达矫直辊之前已经完全凝固。在矫直辊处腹板不会带有液心。腹板内裂主要与腹板凝固过程中的鼓肚有关。支撑长度不足与 $v_c$ 配合不好，将引起中心偏析，鼓肚严重时，使腹板产生中心内裂。

**参 考 文 献**（略）

# 改进连铸薄板钢质量的几项操作

**摘 要**：对改进薄板坯质量的几项操作作了介绍，涉及消除薄板坯表面的纵裂和横裂，减少水口的堵塞，降低钢中含氮量，结晶器保护渣的合理选用等方面。

**关键词**：表面纵裂和横裂；水口堵塞；氮含量；结晶器保护渣

## 1 薄板坯连铸连轧生产概况

1987 年 7 月美国 Nucor 公司引进德国的 SMS 型铸机，建立了世界上第一条把薄板坯连铸机和四辊连轧机组合的紧凑型带钢生产线即 CSP（compact strip production）工艺。之后，又有意大利开发的 FTSR（flexible thin slab rolling）工艺投产。现在世界上已有超过 30 家连铸连轧工厂[1]。其中，我国已有 11 条生产线投入生产[2]。这之中 10 条生产线与转炉相匹配，总生产能力超过 2500 万 t/a，占世界薄板坯连铸连轧生产能力的 1/3 左右。在产品开发方面，各厂都取得具有自己特色的产品研发成绩。例如各厂在生产低碳高强度钢，铌、钒、钛微合金化高强度钢板等方面取得了成功。

CSP 工艺技术成熟，应用广泛[3]。但 CSP 结晶器漏斗形短，在拉坯过程中初始坯壳形成时受到的变形量大，因而目前还没有生产包晶钢的实例。CSP 结晶器必须装备 EMBr，否则难以使结晶器液面平稳。如果不用 EMBr，CSP 薄板坯的内部质量还不如传统板坯[4]。

在 1992 年世界上第一台由 AST 联合开发的用于生产不锈钢的 CSP 连铸机在意大利 Terni 投产。这台连铸机的最大技术特点是由 CSP 的立弯式机型改为垂直凝固弯曲的机型[5]。

珠江钢厂用 CSP 生产集装箱薄钢板时，避开国际标准 C≤0.12% 的包晶反应范围，采用珠钢厂标 C≤0.07%，取得了成功。珠钢在探讨 EAF—CSP 低碳钢强度高的原因时，发现在 $A_1$ 温度之下析出的纳米铁碳析出物具有显著的强化作用。EAF—CSP 集装箱板经亚调质处理（即回火快冷处理）在不添加微合金元素的条件下，屈服强度可以达到 450MPa 级，且钢的伸长率能保持在 30% 以上[6]。

FTSR 工艺采用长漏斗形结晶器与四孔浸入式水口配合，使结晶器液面起伏小。当拉速为 5.5m/min 时，液面起伏仅为 ±1mm[3,23]，所以结晶器没有必要装备 EMBr。FTSR 应用前景广阔，可以生产包晶钢。

## 2 薄板坯表面的纵裂和横裂倾向

薄板坯的拉速高于传统板坯，因而前者传往结晶器的热流高于后者，见表1。

**表1 板坯的拉速和传往结晶器的水平热流**

| 坯 型 | 平均拉速/m·min$^{-1}$ | 平均传往结晶器的水平热流/MW·m$^{-2}$ |
|---|---|---|
| 薄板坯 | 6 | 2.5 |
| 传统板坯 | 2 | 1 |

由于薄板坯传往结晶器的热流高，所以薄板坯产生纵裂的倾向高于传统板坯[7]。为了消除含铌微合金钢薄板坯的纵裂，要将碳质量分数控制在0.065%以下外，还要将结晶器保护渣的碱度从0.9提高到1.17[8]。碱度提高后，保护渣的凝固温度升高，可以使钢水传往结晶器的热流减少。

结晶器铜板的厚度对水平传热也有影响。薄板坯结晶器铜板厚度的工作范围为70～80mm。在此范围内，较薄的铜板使水平传热量增加。每减少1mm铜板厚度可使传热量增加0.02MW/m$^2$左右。即铜板厚度减薄时，板坯的纵裂倾向增加。在POSCO为了消除由于铜板厚度减薄会引起板坯纵裂，该厂要调整保护渣的性能，还要调整结晶器冷却水的流量和结晶器的锥度[7]。

微合金钢薄板坯特别是铌微合金薄板坯产生横裂的倾向比较大[9]。薄板坯在矫直时，矫直温度不得低于1000℃[10]，或者在二冷区内不得低于1000～1050℃[8]，否则，由于Nb(C,N)的析出，将使薄板坯产生横裂[8]。Nb(C,N)的析出开始温度为1090℃，V(C,N)的析出开始温度为900℃，所以前者对横裂的影响大于后者[10]。我们不但要关注铌、钒等碳氮化物在连轧过程中的析出对钢的强化作用，还要关注在板坯矫直时碳氮化物的析出对板坯横裂的影响。

## 3 钢中含氮量的控制

EAF钢的氮质量分数高，在0.0070%～0.0120%之间。BOF钢的氮质量分数低（0.0020%～0.0060%）。

对汽车用深冲薄板钢和输油用管线钢，用户要求钢中[N]<0.0050%，乃至0.0030%[11]。

邯郸钢铁公司第三炼钢厂在冶炼低碳冷轧用钢时，为了降低转炉钢中的含氮量，采取以下措施：(1)减少转炉后吹；(2)优化转炉底吹氮、氩转换；(3)出钢采用弱脱氧[12]。

采用上述措施后，该厂转炉成品钢氮质量分数为0.0042%。

在 EAF 内泡沫渣早形成并且持续时间长，不但节能、缩短熔炼时间、提高炉衬寿命，还能降低钢中含氮量。

Eugene B. Pretorius 等用 CaO-MgO-$SiO_2$-FeO 四元相图整理出 FeO 对 MgO 的等温熔解度图 ISD（isothermal solubility diagram）见图 1[13]。

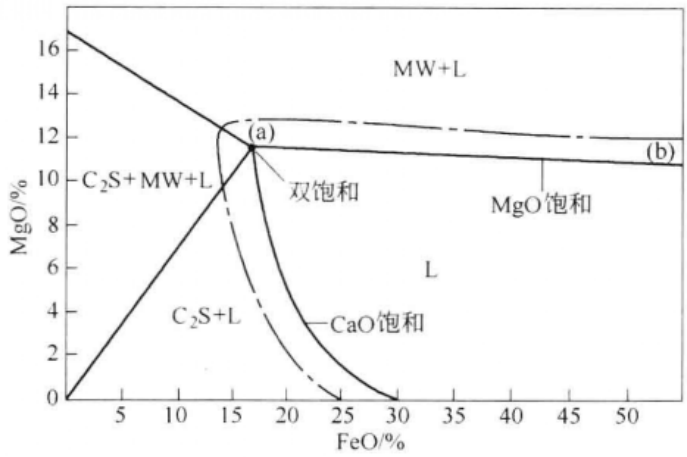



图 1 温度为 1600℃，$CaO/(SiO_2 + Al_2O_3) = 1.6$ 时的 ISD

（$C_2S = Ca_2SiO_4$；MW（magnesite-wüstita）= MgO-($Fe_3O_4$ + FeO) wüstite 浮氏体；L = 液体）

图 1 中(a)-(b)为 MgO 的饱和线。(a)-(b)上方的点划线为形成泡沫渣的最佳成分。饱和线及其上点划线的位置还受炉渣碱度和温度的影响。碱度高时，液相区 L 缩小，(a) 点向下和向右移动。温度高时，L 区扩大，(a) 点向上和向左移动。

新西兰太平洋钢厂利用上述 ISD，在 50t EAF 内造渣操作时加入 CaO 800kg，加入 MgO 300kg，形成的炉渣成分见表 2。

**表 2 EAF 内炉渣各组分的平均质量分数** (%)

| FeO | CaO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | MgO | $P_2O_5$ | MnO |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 27.32 | 32.03 | 12.46 | 6.55 | 11.35 | 0.48 | 8.14 |

采用这种造渣成分后，在 1 炉钢的整个冶炼过程中，泡沫渣都形成得很好。EAF 侧墙寿命从使用这种造渣成分前的 800 炉提高到 2614 炉[14]。

珠钢 EAF 为了控制成品钢的含氮量，采取了一系列措施[15]：(1) 原材料配入一定量的生铁和 HBI；(2) EAF 内造好泡沫渣，珠钢冶炼集装箱板钢泡沫渣的成分见表 3[3]；(3) 采用偏心炉底出钢；(4) 控制好出钢时间；(5) 控制好不同精炼时间的底吹氩流量；(6) 采用全程保护浇注。采取这些措施后，珠钢可将 EAF 钢成品 $w(N)$ 控制在 0.0060% 以下。

表3 珠钢冶炼集装箱板钢泡沫渣各组分的质量分数

| 成分/% | | | | | | | | R |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $SiO_2$ | CaO | MgO | $Al_2O_3$ | T. Fe | MnO | $P_2O_5$ | FeO | |
| 11.22 | 33.92 | 7.31 | 2.19 | 21.79 | 2.92 | 0.95 | 22.00 | 3.08 |

注：出钢温度为1637℃。

## 4 水口堵塞问题

任何一种连铸操作都不能忽视水口堵塞对连铸生产和连铸坯质量的影响，薄板坯连铸更不例外。珠钢在生产钛微合金化铝镇静钢时钙处理后 $[Al]_s = 0.020\% \sim 0.030\%$，$[Ca] = 0.002\% \sim 0.003\%$，可避免水口结瘤和侵蚀塞棒，解决了传统工艺中浇铸钛微合金化钢水口易结瘤的问题[16]。

为了减少水口堵塞，传统板坯在这方面的经验亦可借鉴。在塞棒内通入氩对减少水口堵塞有影响。氩的通入量要与钢水的通过量相匹配。通常，氩通入量大于7～10L/min适应于钢水通过量3～4t/min。如果用钙处理钢水后，生成的是液态夹杂物，则可以少通入氩乃至不通入氩[17]，水口不堵也不会生成皮下气泡。

水口堵塞还与钢包所用耐火材料有关。为了减少水口堵塞，用MgO作钢包材质优于用白云石[17,24]。

在生产传统板坯的低碳和超低碳的铝镇静钢时，如果钢包渣脱氧不足，$(FeO + MnO) > 8\%$时，$3[FeO] + 2[Al] \rightarrow Al_2O_3 + 3[Fe]$，会引起水口堵塞和铸坯表面缺陷。如果钢包渣脱氧过度，$(FeO + MnO) < 2\%$时，则钢中夹杂物（$MgO \cdot Al_2O_3$、$CaO \cdot Al_2O_3$和$Al_2O_3$）增加。这些夹杂物也会使水口堵塞和引起成品钢的质量缺陷。

U. S. Gary钢厂在用传统板坯生产TiSULCIF钢时，将炉渣（FeO）控制在4%～8%的范围内，以减少在IF钢内形成条片（sliver）[18]。

钢包渣中$(CaO)/(Al_2O_3)$在0.5～1.5的范围内，$(CaO)/(Al_2O_3) \leqslant 0.75$时，对减少水口堵塞有利[17]。

在20世纪后期，由于LF精炼的推广，在生产传统板坯时，一些原来用铝脱氧的钢种改用硅脱氧。硅脱氧能消除水口堵塞，而且用优化的钢包渣成分亦能使硅脱氧钢的T. O与铝脱氧钢相当。硅脱氧钢的T. O可以降低到0.0010%以下，所以不会在连铸坯内产生皮下气泡。

Nucor Hertford钢厂生产低氧、低硫（C=0.16%）的钢时，原来按铝镇静钢来生产（Al=0.020%～0.040%）。当Si=0.16%和Si=0.25%改用硅脱氧时，为了将T. O控制在0.0008%以下，该厂选用的钢包渣成分见表4[19]。

表 4 Nucor Hertford 钢厂硅脱氧钢选用的钢包渣成分

| 钢中[Si]/% | 渣中成分/% | | | | $(Al_2O_3)/(SiO_2)$ |
|---|---|---|---|---|---|
| | CaO | MgO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | |
| 0.16 | 53 ~ 55 | 8 ~ 10 | < 17 ~ 18 | > 18 ~ 20 | 1 ~ 1.25 |
| 0.25 | 50 ~ 52 | 8 ~ 10 | 18 ~ 20 | 18 ~ 20 | 1 |

为了将钢水改用硅脱氧，钢包渣也不要用铝脱氧而改用 SiC 和 $CaC_2$ 脱氧。用硅脱氧取代铝脱氧还可以降低钢中的氮含量。

## 5 薄板坯结晶器保护渣的选择

薄板坯因为拉速高、$R$（结晶器的表面积/结晶器的体积）大，与传统板坯相比，保护渣的耗量 $Q_s$ 少，在结晶器内的水平传热多，所以拐点温度 $t_{br}$（或凝固温度）要高，见表 5[22]。

表 5 传统板坯和薄板坯的 $R$、$Q_s$ 和 $t_{br}$

| 坯 型 | $R$ | $Q_s$/kg · m$^{-2}$ | $t_{br}$/℃ |
|---|---|---|---|
| 传统板坯 | < 10 | 0.3 ~ 0.5 | |
| 薄板坯 | > 30 | 0.070 ~ 0.095[20] | 比传统板坯高出约 100℃[21] |

在 2000 年投产的 Corus IJmuiden 的薄板坯低碳钢连铸所用结晶器保护渣 A 和 B 的成分见表 6。

表 6 Corus IJmuiden 所用低碳钢保护渣 A 和 B 各组分的质量分数

| 渣号 | (CaO)/($SiO_2$) | 组分/% | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | $SiO_2$ | CaO | MgO | $Al_2O_3$ | $Fe_2O_3$ | $Na_2O + K_2O$ | $Li_2O$ | F | $C_{自由}$ | $CO_2$ | $C_{总}$ |
| A | 1.31 | 25.3 | 33.1 | 3.7 | 3.9 | 0.57 | 8.83 | 0.80 | 9.9 | 6.7 | 7.36 | 8.72 |
| B | 0.98 | 33.4 | 32.7 | 9.4 | 3.2 | 0.49 | 12.49 | 0.01 | 7.7 | 4.0 | 7.21 | 5.98 |
| G | 0.80 | 32.8 | 26.5 | 1.2 | 5.1 | 1.60 | 12.62 | 0.01 | 9.1 | 4.4 | 7.71 | 6.52 |

注：渣 G 为传统板坯所用保护渣，作为参考之用。

保护渣在 1300℃时的黏度、凝固温度、熔化过程（软化温度、熔化温度、流动温度）和在 1400℃时的熔化速度，见表 7。

在表 7 中，渣 A 在 1400℃加热时不软化也不熔化，不形成液渣，只有烧结。

保护渣 A 和 B 的使用效果见表 8。

**表7 保护渣的黏度、凝固温度、熔化过程和熔化速度**

| 渣号 | 黏度 /Pa·s | 凝固温度 /℃ | 软化温度 /℃ | 熔化温度 /℃ | 流动温度 /℃ | 熔化速度 | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | | | 移动10%时间/s | 移动20%时间/s | 移动40%时间/s | 移动60%时间/s |
| A | 0.11 | 1133 | 930 | 1120 | 1163 | — | — | — | — |
| B | 0.17 | 1106 | 918 | 1110 | 1126 | 70 | 117 | 150 | 160 |
| G | 0.21 | 1078 | 1010 | 1068 | 1090 | 41 | 65 | 95 | 105 |

**表8 保护渣A和B的使用效果**

| 渣号 | 液渣深度/mm | 渣圈和渣块 | 弯月面 | 摩擦 | 传热均匀性 | 窄面热流：宽面热流/% |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A | 1~2 | 很多 | 不稳定 | 高 | 坏 | 40~80 |
| B | 4~8 | 没有 | 稳定 | 低 | 好 | 90~100 |

J. A. Kromhout 等把注意力放在自由碳源的选用和自由碳在颗粒内的分布。自由碳 $C_{自由}$ 的加入量如表6所示。他们用反射光显微镜得出的碳源和碳在颗粒内的分布如表9所示。

**表9 碳质材料的来源和碳在颗粒内的分布状况**

| 渣号 | 石墨 | 焦炭粉末 | 焦炭（冶金焦，回收焦） | 炭黑（块状） | 炭黑粉末 | 碳在颗粒内的分布状况 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A | + | + | + | + | + | 不均匀 |
| B | ○ | ○ | ○ | ○ | + | 均　匀 |
| G | ○ | + | + | ○ | +* | 不均匀 |

注：+表示有，+*表示可能有，○表示无。

从表9可见，只用单一炭黑粉末并且炭黑粉末在颗粒内均匀分布最好。不宜用多种碳源。

渣B在连铸时液渣均匀形成。炭黑的燃烧速度比石墨或焦炭快，这也促使液渣均匀形成。

J. A. Kromhout 等还用X射线衍射给出渣A、B、G所用矿物组成的信息，如表10所示。

从表10可见，渣A用锂辉石、菱镁矿作原料，渣B用钠长石作原料。

使用渣B后，2003年第一季度的拉速定为5.4m/min，2004年的拉速拟提高到6m/min。目前连浇时间最长12h。

表 10 X 射线衍射出的渣 A、B 和 G 的矿物组成

| 矿 物 | 渣 A | 渣 B | 渣 G |
|---|---|---|---|
| 萤石（Fluorite，$CaF_2$） | 8 | 7 | 10 |
| 冰晶石（Cryolite，$Na_3AlF_6$） | 0 | 0 | 0 |
| 硅灰石（Wollastonite，$CaSiO_3$） | 3 | 4 | 3 |
| 锂辉石（Spodumene，$LiAlSi_2O_6$） | 2 | 0 | 0 |
| 菱镁矿（Magnesite，$MgCO_3$） | 2 | 0 | 0 |
| 镁橄榄石（Forsterite，$Mg_2SiO_4$） | 0 | 0 | 0 |
| 钠长石（Albite，$NaAlSi_3O_8$） | 0 | 2 | 0 |
| 方解石（Calcite，$CaCO_3$） | 0 | 0 | 2 |
| 苏打（Soda，$Na_2CO_3$） | 1 | 1 | 1 |
| 刚玉（Corundum，$Al_2O_3$） | 0 | 0 | 0 |
| 碳（Carbon） | 1 | 1 | 1 |
| 石英（Quartz，$SiO_2$） | 0 | T* | T* |
| 非晶体（Amorphous） | 5 | 8 | 5 |

注：表中的数字为矿物组成的峰值高度（峰值高度分为 10 个等级 1～10），T* 为微量。

在传统板坯连铸时，加入保护渣中的碳酸盐产生的 $CO_2$ 对固态渣层有搅动作用，因而使熔化速度增加。在薄板坯连铸时，如果碳在颗粒渣内分布不均匀，碳酸盐不但不会促进保护渣的熔化，反而会促使渣圈/渣块形成。这也可以说明为什么有的保护渣使用效果不好。与薄板坯所用保护渣相比，传统板坯所用保护渣中的碳在颗粒内的分布并不均匀。这表明传统板坯因为拉速低和板坯厚，因而液渣形成均匀与否不像薄板坯那样起着决定性的作用。

从上述 J. A. Kromhout 等的报道可以得出：

（1）低碳钢薄板坯连铸保护渣中自由碳的来源和在颗粒渣内的均匀分布对液渣形成的稳定性是绝对必要的。为此，只能单独使用炭黑粉末作碳源，或另配入少量焦炭粉末。

（2）为了保证润滑好和传热均匀，低碳钢薄板坯连铸液渣层厚度应大于 5mm（表 8）。

## 6 结语

（1）为了消除薄板坯的纵裂，要用凝固温度高（即碱度高）的保护渣。为了消除铌微合金化钢薄板坯的横裂，矫直温度不应低于 1000℃。

（2）为了控制转炉钢的含氮量，要减少转炉后吹，优化转炉底吹氮氩切换出钢采用弱脱氧。为了控制 EAF 钢的含氮量，要采取多项措施，其中包括使泡沫渣早形成和持续形成。

（3）为了消除水口堵塞，铝镇静钢要优化钙处理，不在出钢时加强脱氧剂，塞棒内氩的通入量要与通钢量相匹配，钢包渣（FeO）控制在4%～8%的范围内，有些铝镇静的钢种可以改用硅镇静来生产。

（4）连铸薄板坯结晶器保护渣的选用除了要控制好结晶器内的水平传热（$t_{br}$）外，还要选用单一炭黑作碳源和注意保护渣的矿物组成。

## 参 考 文 献


[1] Mukhopadhyay B, Roychoudhury S. 薄板坯连铸连轧的过去、现在与未来 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):338～342.

[2] 殷瑞钰. 中国薄板坯连铸连轧的进展与展望 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):1～7.

[3] 吴健鹏, 余新河. 薄板坯连铸技术的现状及应用分析 [J]. 炼钢, 2005(4):45～52.

[4] Wei J, Kaike C, Lu J Q, et al. Investigation on non-metallic inclusions in continuously cast thin slabs [J]. Ironmaking and steelmaking, 2006 (2):84.

[5] Gustavo Brascugli, Antonio Mascanzoni, Joachim Schwellenbach, et al. CSP-concepts for stainless steel and the first CSP production plant [C] // 2002 Steelmaking Conference Proceedings. Nashville: Margaret A. Baker (Book Publishing Coordinator), 2002: 225～243.

[6] 王中丙, 吴华杰, 傅杰. 电炉集装箱板的生产与研究 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):58～64.

[7] Hoon S C, Ha T H, Kim Y B. 浦项小钢厂提高产品质量的措施 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):181～184.

[8] Fulvio Siciliano. Lais A Leduc Lezama, Christian Klinkenberg, et al. CSP厂生产铌微合金化低合金系高强度钢的工艺 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):148～153.

[9] Gamel Megahed, Paul S K, Andrea Carboni, et al. 新钢种新产品开发——用薄板坯连铸连轧工艺生产北极高寒地区用APIX70管线钢 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):169～175.

[10] Tsai H T, Yin M, Lowry M, et al. Analysis of transverse corner cracks on slabs and countermeasures [C] // AIS Tech 2005 Proceedings of the Iron and Steel Technology Conference(volume Ⅱ). 201～208.

[11] 卢盛意. 电弧炉（EAF）钢中氮含量的控制 [J]. 连铸, 2004(2):30～35.

[12] 赵彦华, 靳旭冉, 窦为学. 洁净钢生产技术在邯钢的开发与应用 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):259～263.

[13] Engene B Pretorius, Robert C Cerlisle. Foamy slag fundamentals and their practical application to electric furnace steelmaking [C] // 1998 Electic Furnace Conference Proceedings. New Orleans; Pamela M. Greer (production staff). 1998: 275～292.

[14] Don Sanford, Brian Garside, Chris Schonewille, et al. EAF refractory performance at Pacific Steel [J]. Iron and Steel Technology, 2004(8):48～55.

[15] 王中丙, 刘蘅. 电炉CSP短流程生产集装箱薄钢板的实践 [J]. 炼钢, 2005(5):9～13.

[16] 毛新平, 陈学文, 李烈军, 等. EAF—LF—CSP流程Ti微合金化钢炼钢工艺研究 [J]. 钢铁, 2006, 41(增刊):217～221.

[17] Marc Burty, Leo Peeters, Eric Perrin, et al. Some keys to reach long sequence casting [J].

Stahl and Eisen, 2005 (1):119 ~ 127.

[18] Meszaros G A, Goldsmith G E, Nickerson I M, et al. Productivity and cost improvements using a real time slag conditioning practice at U. S. Steel Gary Works [J]. Iron and Steel Technology, 2005 (11):49 ~ 56.

[19] Mark Adjei-Sarpong, Eugene Pretorius, Helmut Oltmann. Cost and operational benefits of replacing Al with Si as the primary deoxidant in the production of low O and S steel[C] // Electric Furnace Conference Proceedings. San Antonia: Margaret A Baker C editor, Book Publishing, 2002, 441 ~ 458.

[20] Neumann F, Neal J, Pedroza M A. Mold fluxes in high speed thin slab casting [C] // Steelmaking Conference Proceedings. Pittsburgh: Printed in U. S. A., 1996: 249 ~ 257.

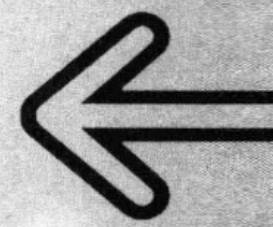
[21] Kenneth C Mills, Alistair B Fox, Adrian normanton. Powder consumption and heat transfer of mould fluxes [C] // International Technology Conference Proceedings Ironmaking, Process Technology Wolf Symposium Indianapolis, 2003: 693 ~ 701.

[22] Kromhout A, Kampermann A A, Kick M, et al. Mould powder selection for thin slab casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2005(2):127 ~ 132.

[23] Andrea Carboni, Stephen L, Feldbauer, et al. A view of the Danieli flexible thin slab caster at Algoma. 1999 Steelmaking Conference Proceedings, 1999: 107 ~ 114.

[24] Jiang Haitao, Peng Rongcai, Zhang Zongning, et al. IF steel production-some aspects concerning special requirements regarding thin slab processes[C]// 2006 International Symposium on Thin Slab Casting and Rolling, 2006: 215 ~ 217.

# 2 连铸常见钢中的质量问题



本专题介绍了生产中影响轮胎钢丝钢、钢轨、滚珠轴承钢、管线钢、冷轧薄板钢质量的因素。

- ☆ 连铸轮胎钢丝钢的质量
- ☆ 连铸钢轨钢的质量
- ☆ 连铸滚珠轴承钢的质量
- ☆ 连铸管线钢的质量
- ☆ 冷轧薄钢板的表面缺陷
- ☆ 连铸板坯和连铸异型坯腹板中心内裂形成原因的探讨

# 连铸轮胎钢丝钢的质量

**摘　要**：为了减少轮胎钢丝在冷拔时的断头，除要求控制钢的成分和洁净度外，还要求控制钢中夹杂物的形态。E. T. Turkdogan 认为锰铝石榴子石（spessartite）对减少断头有利。为了生成 spessartite，在钢包内喂入 16mm×7mm 空心断面内的苏打石灰碎玻璃去除多余的 $Al_2O_3$。G. M. Fauling 认为用硅灰石作 LF 顶渣将 spessartite 变态为钙斜长石（anorthite）对冷拔性能更为有利。为了减少轮胎钢丝钢连铸大方坯的中心偏析应当采用 MSR（mechanical soft reduction）。

**关键词**：轮胎钢丝；锰铝石榴子石；钙斜长石；硅灰石；机械轻压下

## 1　对轮胎钢丝钢化学成分的要求

轮胎钢丝是很细的高碳钢丝，直径为 0.15～0.40mm。轮胎钢丝是用直径为 5.5mm 的棒材冷拔成的。化学成分见表 1。

**表 1　轮胎钢丝钢的化学成分**　（%）

| 类　型 | C | Si | Mn | P、S |
|---|---|---|---|---|
| 标　准 | 0.70～0.75 | 0.15～0.30 | 0.40～0.60 | ≤0.02 |
| 高强度 | 0.80～0.85 | 0.15～0.30 | 0.40～0.60 | ≤0.02 |

为了提高高强度轮胎钢丝的扭转塑性，其化学成分应控制在[Mn]=0.5%，[P、S]<0.01%，[N] 应当低一些以消除在拔丝时的应变时效[1]。

乔治汤钢厂用电弧炉和小方坯连铸机来生产轮胎钢丝钢，要求钢中 [N] 在 0.005% 以下。为了降低钢中氮含量，要求增加装入金属料中 DRI（Direct Reduced Iron，直接还原铁）所占的比例（装入金属料 DRI + 废钢 = 100%）。DRI 占的比例与出钢时氮含量的关系见表 2。

**表 2　金属料中 DRI 的比例与出钢时氮含量的关系**

| DRI/% | 出钢时[N]/% | DRI/% | 出钢时[N]/% |
|---|---|---|---|
| 0 | 0.007 | 75 | 0.002 |
| 50 | 0.003 | | |

乔治汤钢厂 1996 年在装入金属料中 DRI 占 55%，废钢占 45%。可见，当电弧炉装入金属料中 DRI>50% 时，电弧炉出钢时的氮含量接近于氧气转炉出钢时的氮含量[2]。

高强度轮胎钢丝可以减少轮胎重量和滚动阻力。汽车在公路上行驶时，轮胎的滚动阻力占油耗的 7.1%，在市区内行驶时占油耗的 4.2%。在美国，如果将轮胎钢丝钢的强度从 3400MPa 提高到 4700MPa 时，每年可节省汽油 $2.364 \times 10^9 L$[3]。

## 2 对轮胎钢丝钢中夹杂物成分的要求

轮胎钢丝钢在拔成很细的丝时，容易断头。断头是由于钢中含有不变形夹杂物（热轧后，夹杂物的长/宽比小于 3 时为不变形夹杂物）。要求不变形夹杂的直径 $d < 20\mu m$[4]。$d = 10 \sim 30\mu m$ 的不变形夹杂几乎不可能从钢水中排出[3]。不变形夹杂物包括 $MgO \cdot Al_2O_3$、高熔点的铝酸钙和 $Al_2O_3$[3,5]。

G. M. Faulring 对轮胎钢丝钢的热加工和冷拔性能进行了论述。他认为锰铝石榴子石（spessartite，$3MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$，其中 $SiO_2 = 36.4\%$，$Al_2O_3 = 20.6\%$，$MnO = 43\%$）在热加工时是可变形夹杂物（即玻璃体），但在热加工后的冷却过程中会由原来的玻璃体变成结晶体。如果将结晶体的 spessartite 进行冷拔，则容易产生断头。他提出，在 LF 内加入硅灰石（wollastonite，$CaO \cdot SiO_2$，其中 $CaO = 47.5\%$，$SiO_2 = 51\%$，熔点为 1540℃）为主要成分的顶渣（与硅灰石一起加入少量萤石或 $Al_2O_3$，可将熔点降低到约 1200℃），可以使 spessartite 变态为钙斜长石（anorthite，$CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$），其中 $SiO_2 = 43\%$，$CaO = 20\%$，$Al_2O_3 = 37\%$。anorthite 在热加工时是可变形夹杂物，在热加工后的冷却过程中仍然保持为玻璃体，即 anorthite 不但在热加工时是可变形夹杂物，而且在冷加工时仍然是可变形夹杂物。在热加工时产生的细长 anorthite 夹杂在冷加工时被破碎、分离和分布在细钢丝的长度上。这种极细的夹杂物碎片在冷加工时对钢丝断头很少有影响。

G. M. Faulring 认为为了在 Mn-Si 脱氧时将生成的蔷薇辉石（rhodonite，$MnO \cdot SiO_2$，其中 $SiO_2 = 45.9\%$，$MnO = 54.1\%$）转化为 spessartite，无需在出钢时另外加入铝，这是因为在废钢和 FeSi 中含有的少量铝就足以实现这种转化。在 LF 内为了实现将 spessartite 变态为 anorthite，还要具有无渣出钢或出钢后扒渣的条件。

如果用 $Al_2O_3$ 作包衬，顶渣成分应控制在 $SiO_2/CaO = 0.9$，$Al_2O_3 = 10\%$。如果用 MgO 作包衬，顶渣成分应控制在 $SiO_2/CaO = 0.9 \sim 1.1$，$MgO = 15\%$，$Al_2O_3 = 1\%$，$CaF_2 = 10\%$。这样，可以将 $[O]_{熔}$ 控制在 0.0010% ~ 0.0020% 的范围内。当 $[O]_{熔} > 0.0020\%$ 时，会生成不变形的富 $SiO_2$ 夹杂，当 $[O]_{熔} < 0.0010\%$ 时，会生成不变形的富镁硅酸盐。

G. M. Faulring 认为，生产轮胎钢丝钢时不宜用真空脱气处理，否则将有镁和铝从包衬和顶渣中还原出来，也不宜用 CaSi 处理钢水，镁、铝和钙会在钢水中

形成不变形夹杂物。

G. M. Faulring 还认为上述用熔渣工程（slag-engineering）来实现夹杂物工程（inclusion-engincering）的方法可以移植到用于高速切削的中碳易切削钢的生产。中碳易切削钢（C = 0.2%，Si = 0.13% ~ 0.3%，Mn = 0.60% ~ 0.77%）的含硅量、含锰量与轮胎钢丝钢相近。切削过程中的断屑和工具磨损与钢中夹杂物是否变形有关。如果易切屑钢中的夹杂物以 anorthite 状态存在，则切削性能最好，见表 3。

**表 3　工具磨损与夹杂物性能的关系**

| 炉号 | Ca/% | Al/% | 工具磨损 /μm · min$^{-1}$ | 萃取出的夹杂物 | | X 射线鉴定出的相 | 在热加工时夹杂物的变形性 | 在切削时夹杂物的变形性 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | $w_B$/% | $\varphi_B$/% | | | |
| L64 | 0.001 | <0.001 | 1.3 | 0.065 | 0.217 | 钙斜长石 | 变形 | 变形 |
| L65 | 0.001 | 0.047 | 3.8 | 0.020 | 0.053 | $CaO \cdot 6Al_2O_3$ | 不变形（晶体） | 不变形 |
| L66 | 0.001 | 0.004 | 3.0 | 0.024 | 0.056 | $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ | 变形 | 不变形（晶体） |

注：易切削钢的成分：C = 0.37% ~ 0.40%、Si = 0.20% ~ 0.27%、Mn = 0.70% ~ 0.75%。

E. T. Turkdogan 在谈及轮胎钢丝时有以下论述[6]：

轮胎钢丝钢是粗晶粒钢。这种钢的 $[Al]_{总}$ 要求控制在 0.0015% ~ 0.0025% 范围内，以保证脱氧产物成为液态 spessartite。他认为 spessartite 对冷拔成 $\phi$0.2mm 的细丝有很好的伸长性。如果 $[Al]_{总} > 0.0025\%$，则会生成 $Al_2O_3$ 夹杂。如果 $[Al]_{总} < 0.0015\%$，则会生成固态 $SiO_2$ 夹杂。$Al_2O_3$ 和固态 $SiO_2$ 都没有塑性，因此在冷拔时都会使细丝断头。

为了保证脱氧产物成为 spessartite，这种钢在出钢时往 200t 钢水的钢包内加入 Mn-Si 使钢中[Si] = 0.1% ~ 0.2%，[Mn] ≈ 0.5%，同时还加入约 35kg 铝条，使 $[Al]_{熔} < 0.0010\%$。为了保证去除钢水中残留的固态氧化物，钢水还常用CaSi处理[6]。

E. T. Turkdogan 认为，如果上述操作方法还不能去除钢水中的固态氧化物，他提出用喂入掺有石灰石的苏打石灰碎玻璃来净化钢水取代用 CaSi 处理和用氩洗涤钢水[6]。

苏打石灰玻璃和掺入的石灰石装在断面为 16mm × 7mm 的空心薄钢片内。当喂入的苏打石灰玻璃分散在钢水中时，掺入的石灰石分解，产生 $CO_2$。

E. T. Turkdogan 认为用喂入掺有石灰石的苏打石灰玻璃取代加入 CaSi 和用氩洗涤钢水，去除钢水中的固态夹杂物，可以保证钢中有 spessartite 存在，适合于冷拔成细丝。

苏打石灰玻璃的组成及各组分对 $Al_2O_3$ 的溶解度见表 4。

表 4 苏打石灰玻璃的组成及各组分对 $Al_2O_3$ 的溶解度

| 组成(质量分数)/% | 对 $Al_2O_3$ 的溶解度 | 组成(质量分数)/% | 对 $Al_2O_3$ 的溶解度 |
|---|---|---|---|
| $SiO_2$ = 73 | | MgO = 4 | 10.12 |
| $Na_2O$ = 15 | 24.68 | 总计 | 49.37 |
| CaO = 8 | 14.57 | | |

苏打石灰玻璃的熔点约为 1000℃，当被 $Al_2O_3$ 饱和时，其液相线温度约为 1300℃。

苏打石灰玻璃的喂入量为每吨钢水 0.3kg，另外每吨钢水掺入 9g 石灰石。

E. T. Turkdogan 还谈到喂入苏打石灰碎玻璃有望改善加硫易切削钢（Mn = 1.1%，S = 0.3%，O = 0.02%）的切削性能。

## 3 减少轮胎钢丝钢连铸大方坯中心偏析的措施

浦项钢铁公司用连铸大方坯（250mm × 300mm）来生产轮胎钢丝钢（P70）和轴承钢（SU2）时，用 S + F-EMS 来减少铸坯的中心偏析[7]。

用 S-EMS（在二冷区的电磁搅拌）时，过热温度低（$\Delta T$ = 16℃）才能得到等轴晶结构。F-EMS（在凝固后期的电磁搅拌）对减少中心偏析有显著效果。碳含量越高，最佳拉速应当越低，在 F-EMS 装置处的最佳液穴厚度应当越窄，见表 5。

表 5 碳含量对最佳拉速和在 F-EMS 装置处最佳液穴厚度的影响

| 钢 种 | C/% | 最佳拉速/m · min$^{-1}$ | 最佳液穴厚度/mm |
|---|---|---|---|
| P70 | 0.71 | 0.80 | 70 |
| S82 | 0.82 | 0.70 | 54 |
| SU2 | 1.01 | 0.65 | 30 |

浦项为了进一步减少连铸大方坯（250mm × 330mm）的中心偏析，除采用 $\Delta T$ < 15℃和 S + F-EMS 外还采用机械轻压下（MSR）[8]。MSR 区应在液穴末端钢水固相率 $f_s$ = 0.3 ~ 0.8 的范围内。液穴末端距弯月面的距离随碳含量、拉速和铸坯宽度的增加（当铸坯宽度从 300mm 增加到 330mm 时）而增加。轻压下区距弯月面的距离选定在 12.2m 和 16.2m 之间。

最佳总压缩量为 6mm。小于 6mm 时，中心偏析减少得少，但内裂个数减少，见表 6。

表 6 MSR 方式对大方坯内裂的影响

| 各对压缩辊的压缩量(5 对压缩辊)/mm | 碳偏析度 $C/C_0$ | 100mm 内内裂数 |
|---|---|---|
| 0.5/0.5/1/2/2 | 1.4 ~ 1.6 | 2 ~ 5 |
| 1/1/1/2 | 1.1 ~ 1.2 | 4 ~ 10 |

压缩区内前两个辊子的压缩量是关键。

浦项为了进一步减少作轮胎钢丝用的连铸大方坯（250mm×330mm）的中心偏析和提高洁净度，除采用以上措施外，为了抑制钢水被二次氧化，还采用中间包保护渣代替炭化稻壳。为了使夹杂物中的 $Al_2O_3$ 少于25%，还将钢包集流水口所用原材料的铁矾土改用烧结 $Al_2O_3$，将浸入式水口和中间包塞棒所用原材料从 $Al_2O_3$ 改用 MgO 基，见表7[9]。

**表7 钢包集流水口、浸入式水口、中间包塞棒所用耐火材料的改用**

| 项 目 | 耐火材料① | | | |
|---|---|---|---|---|
| | 改进前/% | | 改进后/% | |
| 集流水口 | $Al_2O_3$ | 75 | $Al_2O_3$ | 80 |
| | $SiO_2$ | 19 | $SiO_2$ | 15 |
| | C | 5 | C | 5 |
| 浸入式水口 | $Al_2O_3$ | 36 | | |
| | $SiO_2$ | 23 | MgO | 65 |
| | FC + SiC | 28 | FC + SiC | 18 |
| 中间包塞棒 | $Al_2O_3$ | 46 | | |
| | $SiO_2$ | 18 | MgO | 65 |
| | FC + SiC | 25 | FC + SiC | 18 |

①成分均为质量分数。

采用以上各项措施后，轮胎钢丝钢在拔丝时每吨钢的断头数，见表8。

**表8 改进前后轮胎钢丝钢拔丝时每吨钢的断头数**

| C/% | 每吨钢断头数 | |
|---|---|---|
| | 改进前 | 改进后 |
| 0.7 | 29.6 | 2.4 |
| 0.8 | 5.9 | 1.5 |

## 4 结语

轮胎钢丝钢的成分应将［Mn］控制在0.5%，［P、S］控制在0.01%以下，［N］控制在0.005%。钢水中初生夹杂应为 spessartite，并用硅灰石作 LF 顶渣，将 spessartite 变态为 anorthite。

为了减少轮胎钢丝钢连铸大方坯的中心偏析，应当采用 MSR。

## 参 考 文 献

［1］ Hallgarth J K. Torsional ductility of high carbon steel wire ［J］. Ironmaking and Steelmaking,

1995(3):211.

[2] Resler S R. The use of DRI in the electric furnaces of Georgetown steel [J]. Iron and Steelmaker, 1999(8):29.

[3] Fauling G M. Inclusion modification in semi-killed steels [J]. Iron and Steelmaker, 1999(7):29.

[4] 横江寛治, 八木圭太郎, 齊藤忠. 極細線用高碳素鋼の介在物低减化技術 [J]. 鉄と鋼, 1983: 915.

[5] 三村毅, 小川兼広, 前田真一ほが・クイヤコード用鋼の介在物形態制御. 神戸製鋼技報 [J]. 1989(4):77.

[6] Turkdogan E T. Novel concept of cleansing liquid steel of solid oxide inclusions by cullet injection in ladle [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2004(2):131.

[7] Oh K S, Shin Y K, Chang Y W. The role of combination stirring and final stirring of pool thickness on center defects of continuously cast high carbon steel blooms [J]. Iron and Steelmaker, 1994(4):43.

[8] Oh K S, Park J K, Seung Hyun Chang. Development of soft reduction technology for the bloom caster at Pohang works of POSCO [C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1995: 301.

[9] Oh K S, Park J K, Down O D, et al. Quality improvement of continuously cast blooms for high grade tire cord steel [J]. Iron and Steelmaker, 1996(3):65.

[10] Eberhard Sowka, Burckhard Andre Rolf Bertrum. Modernisierung der vorblockstranggiebanlage der Thyssen Stahl AG in Duisburg [J]. Stahl and Eisen, 1995(3):59.

# 连铸钢轨钢的质量

**摘　要**：分析了连铸大方坯生产钢轨钢时容易出现的黏结漏钢、水口堵塞、内裂和偏离角纵裂等问题，讨论了改善钢轨钢耐疲劳性能和抗 HIC 性能的措施。

**关键词**：连铸大方坯；钢轨钢；质量

## 1　用连铸大方坯生产钢轨钢的历史及质量问题

英国最早在 1974 年用连铸大方坯（330mm × 254mm）来生产钢轨钢。德国在 1975 年用顶底复吹转炉、RH 真空处理和连铸大方坯（250mm × 320mm、260mm × 330mm、265mm × 380mm）来生产钢轨钢[1]。在连铸大方坯内没有模铸锭内的 A 型偏析和沉积锥，因而没有在 A 型偏析内 MnS 的聚集和在沉积锥内大型氧化物夹杂的聚集[2]。

钢轨钢是高碳钢。高碳钢连铸时在结晶器内易黏结、水口易堵塞、铸坯易产生内裂和偏离角纵裂。钢轨钢要求具有高的耐疲劳性能和避免产生氢诱发裂纹 HIC（hydrogen induced cracking）。

## 2　钢轨钢在结晶器内的黏结漏钢问题

黏结的产生是由于高碳钢在弯月面处初生坯壳的凝固收缩小，即初生坯壳与结晶器内壁之间形成的空隙小；黏结也与润滑不好有关。降低结晶器保护渣的凝固温度 $T_s$ 对减少黏结有利。在保护渣中降低 $CaO/SiO_2$，减少氟含量，提高 $B_2O_3$ 含量都有利于降低 $T_s$。为了防止黏结漏钢，高碳钢连铸要选用熔点低、黏度低和耗量较高的保护渣，耗量不得低于 0.4kg/t。高碳钢的拉速也要低于低碳钢。为了防止钢水在结晶器内冻结，高碳钢要选用绝热性能好的保护渣。为了使绝热性能好，保护渣的体积密度要低和碳的加入量要适当。

浦项钢厂板坯高碳钢试用的低氟渣 MA 见表 1[3]，森久推荐的高碳钢所用保护渣的性能见表 2[4]。

碳高的钢黏结漏钢多，还与钢水氢含量高有关。[H] 高，热导出少，所以未脱气钢的热导出少于脱气钢，使初生坯壳薄[5]。

BHP 的怀阿勒（Whyalla）连铸机在 1996 年 8 月生产的高碳钢大方坯在开浇过程中发生过黏结漏钢。原因有二[6]：（1）高碳钢大方坯在开浇的几米铸坯内出现凹陷，深度达到 10mm。（2）高碳钢轨钢开浇后达到稳定态传热的时间长，推迟到 1h。

表 1 低氟渣的成分和性能对高碳钢漏钢率的影响

| 保护渣 | 通用型 M | 试用型 MA | 保护渣 | 通用型 M | 试用型 MA |
|---|---|---|---|---|---|
| $CaO/SiO_2$ | 0.9 | 1.0 | $\eta_{1300}$/Pa·s | 0.10 | 0.11 |
| F/% | 8.6 | 3.8 | 结晶比/% | 1.4 | 0 |
| $B_2O_3$/% | 0 | 6.0 | 耗量/kg·$t^{-1}$ | 0.4 | 0.46 |
| MgO/% | 6.4 | 8.4 | 漏钢率指数 | 1.42 | 0.00 |
| 熔点/℃ | 960 | 998 | | | |

表 2 各钢种在不同拉速时所用保护渣性能

| 钢 种 | 碳含量/% | 拉速/m·$min^{-1}$ | 黏度(1300℃)/Pa·s | $T_s$/℃ | 熔化温度/℃ |
|---|---|---|---|---|---|
| LCAK | <0.08 | 0.8~1.4 | 0.25~0.10 | 1120~1060 | 1140~1060 |
| | | 1.5~2.0 | 0.12~0.06 | 1060~960 | 1060~960 |
| MCAK | 0.08~0.18 | 0.8~1.2 | 0.5~0.08 | 1200~1100 | 1190~1120 |
| | | 1.3~1.6 | 0.2~0.08 | 1180~1120 | 1180~1120 |
| HC① | >0.18 | ≤1.3 | 0.2~0.08 | 1080~980 | 1080~980 |
| TiSULCAK | <0.005 | 0.8~1.2 | 0.26~0.12 | 1100~1000 | 1120~1000 |
| | | 1.3~1.8 | 0.15~0.10 | 1050~950 | 1040~1000 |

①高碳钢。

开浇过程中凹陷的形成与开浇时的液面起伏及与之相关的渣圈形成有关。热稳定态推迟与高碱度开浇渣混入低碱度操作渣有关。高碱度开浇渣的结晶温度 $T_c$ 高和在器壁上的黏附力强。

为了消除开浇过程中形成的凹陷和缩短过渡到热稳定态的浇注时间，可以采取以下措施：

（1）用低碱度发热（$SiFe + Fe_2O_3$）型开浇渣，即避免用高碱度开浇渣而后用低碱度操作渣。开浇渣和操作渣的化学成分见表 3。

（2）推迟加操作渣（例如推迟 30s）。

（3）减少开浇渣的用量。开浇渣消耗完再加操作渣。

表 3 开浇渣和操作渣的化学成分 （%）

| 化学成分 | CaO | $SiO_2$ | $CaO/SiO_2$ | $Al_2O_3$ | $Na_2O$ | F | $Fe_2O_3$ | C | $T_M$/℃ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 开浇渣 | 36.5 | 37.1 | 0.98 | 1.5 | 7 | 10.5 | 18 | | 1170 |
| 操作渣 | 22.5 | 33.5 | 0.65 | 5 | 11 | 5 | 2 | 18.5 | 1050 |

## 3 钢轨钢的水口堵塞问题

高碳钢浇注时水口堵塞的倾向大。这是因为高碳钢的浇注温度低（钢水的液相线温度，$t$(℃) = 1535 − 100[% C][7]），高碳钢钢水含氧量低于低碳钢，钢水

用钙处理后，形成 CaS 的概率高。CaS 的熔点高（2450℃）对水口堵塞的倾向大。

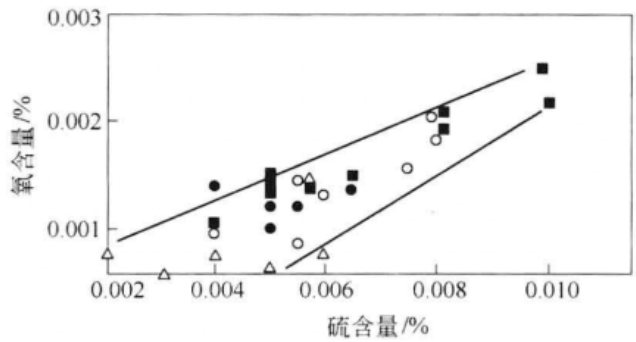
20 世纪 90 年代提出用 $\phi$311mm 的连铸圆坯来生产钢轨。据报道它的优点是可以将中心偏析集中在轨腰的中部。Thorsten Bolender 等对德国某钢厂用连铸圆坯生产钢轨钢 C75 进行了报道[8]。钢水不用铝脱氧。C75 钢轨钢的成分见表 4。

**表 4　C75 钢轨钢的成分**　（%）

| C | Si | Mn | Al | P | S |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.74 ~ 0.78 | 0.2 ~ 0.3 | 0.9 ~ 1.0 | <0.004 | 0.020（最高） | 0.010 ~ 0.018 |

C75 钢轨钢的生产流程为：在 250t BOF 炉内吹炼，出钢温度 1700℃。在 1560℃进行真空处理，为了脱氢，压力小于 0.8kPa 的时间 20min，在钢包内用氩洗涤钢水。在中间包内钢水温度约 1500℃。连铸圆坯的直径为 370mm。浸入式水口 SEN 内径 35mm。钢水含铝小于 $40\times10^{-6}$。在正常情况下水口不堵，可以连浇 7 炉。水口不堵是因为水口内径大，钢水含铝低。若当真空脱气时，为了抑制 CO 生成和阻止熔渣生成泡沫而加入 15 ~ 20kg 铝时，也会引起水口堵塞。堵塞物用 EDX 检测出由 $Al_2O_3$、铝酸钙和尖晶石组成。

用连铸生产高碳钢（C = 0.6% ~ 0.8%）时，钢包精炼渣的碱度对水口堵塞有影响，见图 1[9]。




| 图　例 | 最终 Ca/% | Al/% | $CaO\% + CaF_2\%$ / $SiO_2\%$ | 备　注 |
|---|---|---|---|---|
| △ | 0.0007 ~ 0.0011 | 0.003 ~ 0.005 | 3 ~ 4.9 | |
| ○ | 0.0007 ~ 0.001 | 0.003 ~ 0.007 | 1.8 ~ 2.9 | |
| ● | 0.0012 ~ 0.004 | 0.003 ~ 0.007 | 1.8 ~ 2.9 | 堵水口 |
| ■ | 0.0007 ~ 0.0015 | 0.005 ~ 0.007 | 3 ~ 4 | |

图 1　高碳钢精炼渣成分对水口堵塞的影响

从图 1 可见，在钢包处理结束时，钢包渣的碱度 $(CaO + CaF_2)/SiO_2 \geqslant 3$ 时，可使钢水中硫和氧降低，因而使堵塞水口的倾向减少。

## 4 铸坯在凝固过程中产生的内裂和偏离角纵裂

高碳钢比低碳钢容易产生内裂。这是因为高碳钢在凝固过程中的两相区宽，因而在凝固过程中在两相区固相率 $f_s=0.7\sim1.0$ 区间的停留时间长，即在容易产生中途裂纹处的停留时间长[10,11]。

中途裂纹的产生也与铸坯回热有关。回热超过 100℃/m 容易产生中途裂纹。Mn/S 比低（小于25）、硫高（大于0.02%）、中间包钢水过热度高（大于30℃）也容易产生内裂[12,13]。

高碳钢在二冷区上部容易产生内裂。这是因为高碳钢在1250℃以上时的强度急剧下降[14]，因而在刚出结晶器时铸坯鼓肚倾向大。所以高碳钢连铸时的拉速要低，二冷比水量要大，在二冷区头部水量分配要高。高碳钢板坯还会产生偏离角纵裂[15]。千叶1号弧形连铸机生产的高碳板坯（含碳量0.85%，坯厚200mm，结晶器长度700mm）曾出现过偏离角纵裂，并发现偏离角纵裂与板坯窄面形状有关。窄面凸出时，出现偏离角纵裂。他们认为偏离角纵裂与铸坯刚出结晶器时宽面鼓肚及窄面不能随之向内凹入有关。如窄面凹入可以缓解宽面鼓肚时在偏离角部所引起的拉应力。如强化宽面二次冷却并同时减弱窄面二次冷却有利于消除高碳钢板坯偏离角纵裂[16]。二冷强度对铸坯偏离角纵裂的影响见表5。

**表5 二冷强度对连铸板坯偏离角纵裂的影响**

| 偏离角纵裂 | 无 | 有（距宽面5~30mm，距窄面20~50mm） |
|---|---|---|
| 板坯窄面形状 | 凹入 | 凸出 |
| 拉速/m·min$^{-1}$ | 0.7 | 1.0 |
| 比水量/L·kg$^{-1}$ | 1.8 | 1.3 |
| 窄面二冷 | 没有 | 有 |
| 在偏离角部的应变/% | 0.15 | 0.65 |

连铸板坯内弧偏离角纵裂的产生与弧形连铸机在弯月面处外弧和内弧结晶器铜板加工后的厚度不同有关。加工后在弯月面处外弧铜板厚，内弧铜板薄，见图2和表6[17]。可见，为了消除内弧偏离角纵裂，立弯式连铸机优于弧形连铸机。

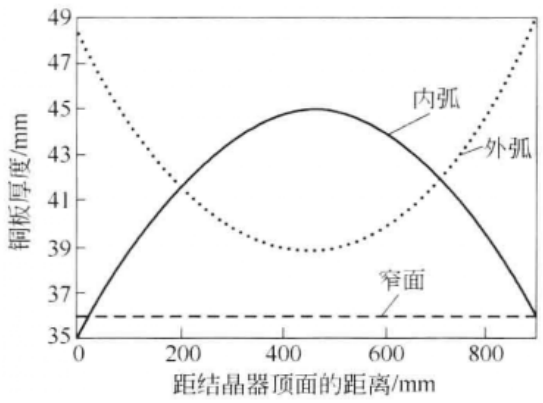



图2 从弧形结晶器顶面往下内弧铜板和外弧铜板的厚度

鲁尔（Ruhort）第二炼钢厂6流265mm×385mm大方坯在生产的钢种中钢轨钢占15%，钢丝绳钢占15%，滚珠轴承钢占6%。从1993

年8月～1994年1月对连铸机进行了改造。拉速从改造前的0.85m/min提高到1m/min。改造前后的情况见表7[18]。

**表6 偏离角纵向凹陷的形成机理**

| 影响因素 | 外 弧 | 内 弧 |
|---|---|---|
| 在弯月面处铜板厚度 | 厚（比内弧厚6mm） | 薄 |
| 在弯月面正上方铜板热面温度 | 高（比内弧高30～40℃） | 低 |
| 弯月面处热流 | 大 | 小 |
| 渣圈厚度 | 薄 | 厚 |
| 振痕深度 | 浅 | 深 |
| 坯壳收缩 | 大 | 小 |
| 偏离角纵向凹陷 | 无 | 有 |

**表7 大方坯连铸机改造前后的情况**

| 大方坯连铸机 | | 改造前 | 改造后 |
|---|---|---|---|
| EMS（电磁搅拌） | | S（在二冷区内） | S+M（在结晶器内） |
| MSR（机械轻压下） | | 无 | 有 |
| 矫直点 | | 1 | 2 |
| 拉速/m·min$^{-1}$ | | 0.5～0.85 | 0.8～1.0 |
| 扇形体1 | 宽边支撑辊 | | 14对 |
| | 窄边支撑辊 | | 3对 |

改造后的M-EMS使铸坯表面上的纵裂和气孔减少。采用M+S-EMS还不足以将中心偏析降低到足够的程度。改造后MSR应装在对应于铸坯中心钢水固相率$f_s$=0.2～0.7的范围内。MSR装置由5座机架组成（其中3座机架的上下辊是驱动辊），MSR机架始于距弯月面17.4m处，全长4.6m，拉速为0.8～0.85m/min。结果表明，只用3座机架，总压缩量为1+2+3=6mm时，就可以将碳含量大于0.7%钢的中心偏析减少到足够的程度。

在拉速提高后，改造后的扇形体1可以防止在铸坯上部由宽面鼓肚使铸坯产生偏离角纵裂。为了避免铸坯内裂，改造后用2个矫直辊（1个矫直辊合并在MSR装置内）。

## 5 钢轨钢的耐疲劳性能和抗HIC性能

钢轨钢与阀簧和轮胎钢丝一样要求高的耐疲劳性能，因此要求在热加工或拔丝时钢中的夹杂物具有超高塑性（superplastic）[19]。所以钢轨钢是Mn-Si镇静钢，即期望这种钢中的$Al_2O_3$夹杂尽量少。如果$Al_2O_3$夹杂含量多，由于滚动接触疲劳，会使钢轨头部开裂（heading）。这是因为$Al_2O_3$夹杂容易偏析到钢轨头部。

$Al_2O_3$ 夹杂含量多，还会使中间包滑动水口堵塞，使连浇炉数减少。为了减少 $Al_2O_3$ 夹杂，要控制加入的 FeSi 中铝的含量[20] 和控制加入物中的 $Al_2O_3$ 含量，因为钢中铝的含量还与 LF 精炼渣中的 $Al_2O_3$ 含量有关[19]。

BHP Steel 的 New Castle 钢厂（该厂在 1999 年关闭）生产钢轨钢的经验是在钢包处理时，取出的最后一个钢样中[O] = 0.0020% ~ 0.0028%（在 1530℃左右），可以连浇 10 炉。[O] < 0.0020% 时，将引起水口堵塞。[O] = 0.0027% ~ 0.0033% 时，钢轨中 $MnO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$ 三元系夹杂中 $Al_2O_3$ = 20% ~ 30%，这种夹杂物的熔点最低，即塑性最好[21]。

为了消除低硫钢轨（当 S = 0.004% 时）中的 HIC，除采用真空脱气将 [H] 降低到低水平外，还要将 Ca/S 提高到合适范围，见图 3[22]。从图 3 可见，钢中硫含量越低，Ca/S 就应当越高。这是因为硫越低，HIC 倾向就越高。

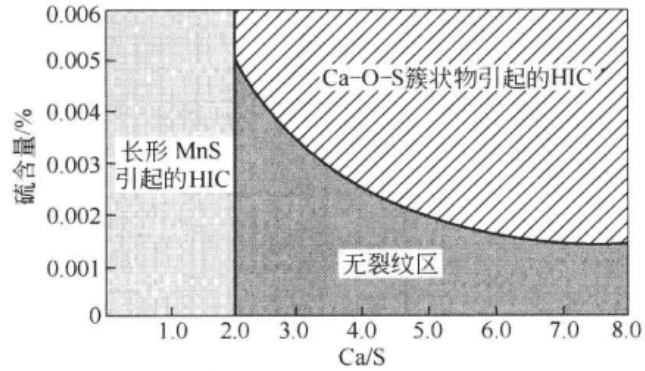



图 3 硫含量和 Ca/S 对氢诱发裂纹（HIC）的影响

## 6 小结

用连铸坯生产钢轨钢时容易出现的问题如黏结漏钢、水口堵塞、内裂和偏离角纵裂采取本文中所述的有关措施后，可以将这些问题减少到很低限度。

为了改善耐疲劳性能，钢轨钢应当按硅镇静钢来生产。为了改善钢轨钢的抗 HIC 性能，应当将 [H] 降低到 0.00015% 以下。

## 参 考 文 献

[1] Herbert schmedders klaus wick. Modern rail manufacturing [J]. Metallurgical Plant and Technology, 1987(6):58.

[2] 卢盛意. 镇静钢钢锭质量 [J]. 钢铁, 1992, (10):25.

[3] Chang S H, Lee I J, Kim M R, et al. Development of new mold flures at Pohang works[C]// Conference on Continuous Casting of Steel in Developing Countries. Beijing, 1993: 832.

[4] Moore J A, Phillips R J, Gibbs T R. An overview for the requirements of continuous casting mold

fluxes[C]//Steelmaking Conference Proceedings, 1991: 615.

[5] Peter J Zasowski, David J Sosinsky. Control of heat removal in the continuous casting mould [C]//Steelmaking Conference Proceedings, 1990: 253.

[6] Jenkins M S, Thomas B G. An investigation of some mold powder related startup problems[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1997: 285.

[7] Skull Session. Liquidus temperature [J]. Iron and Steelmaker, 1999(6): 68.

[8] Thorsten Bolender, Heinz Peter Kaiser, Wolfgang pluschkell et al. Process technological developments for improvement of the castability of high-carbon steels [J]. Steel Research, 2003 (1): 36.

[9] Marteniz R, Morales R D. Quality aspects for the production of high-carbon steels[C]//Steelmaking Conference Proceedings, 1990: 443.

[10] 铃木是明, 宫本刚汎. 逆V偏析の生成条件について [J]. 鉄と鋼, 1997(1): 53.

[11] 卢盛意. 钢锭质量 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1990: 63.

[12] Kumar S, Meech J A, Samarasekera I V, et al. Knowledge engineering on expert system to troubleshoot quality problems in the continuous casting of steel billets [J]. Iron and Steelmaker, 1993(9):29.

[13] Brimacombe J K. Empowerment with knowledge toward the intelligent mold for the continuous casting of steel billets [J]. Iron and Steelmaker, 1993(11):35.

[14] 反町健一, 野村宽, 长谷川衡, ほが, ステソレス钢ずよび高碳素钢スラブの连続铸造 [J]. 川崎製铁技报, 1980(3):449.

[15] Brian G Thomas, Avijit Moitra, Robent Medarial. Simulation of longitudinal off-corner depressions in continuously cast steel slabs [J]. Iron and Steelmaker, 1996(4):57.

[16] 反町健一, 川原田昭, 浜上和久, ほが. 特殊钢スラブの連續铸造 [J]. 鉄と鋼, 1981 (8):1346.

[17] Brimacombe J K, Samarasekera I V. Future trends in the development of continuous casting moulds[C]//Steelmaking Conference Proceedings, 1991: 189.

[18] Ebernard Sowka, Burckhard, Andre Rolf Bertrum. Modernisierung der vorblockstranggiebenlage der Thyssen stahl AG in Duibury. Stahl and Eisen, 1995(3):59.

[19] Kevin J Cotchen, Dieter Tembergen, Rainer Teworte. Clean steel metallurgy [J]. AISE Steel Technology, 2003(3): 40.

[20] Rob Dekkers, Bart Blanpain, Patrick Wollants. Nozzle clogging of Ca-treated steel [J]. Iron and Steel Technology, 2004(8): 93.

[21] Simpson I, Moore L, Lee M, et al. Implementation of a thermodynamic model for inclusion engineering [J]. Iron and Steelmaker, 2002(3):53.

[22] Stubbles J R. Steel refining and product quality—then and now [J]. Iron and Steelmaker, 1992(12):29.

# 连铸滚珠轴承钢的质量

**摘 要**：介绍了夹杂物的种类和大小对滚珠钢接触疲劳的影响；对含铝和不含铝两种滚珠钢的质量进行对比；描述了神户、POSCO、Saar 几家钢厂生产滚珠钢的情况；讨论了钢中 $MgO \cdot Al_2O_3$ 夹杂的来源。

**关键词**：连铸；滚珠轴承钢；质量

## 1 引言

滚珠轴承钢是高碳钢，与低碳钢相比，高碳钢的浇注温度低。碳钢的液相线温度 $T_{液} = 1535 - 100\ [\%C]$[1]。高碳钢浇注时水口堵塞的倾向大[2]，铸坯容易黏结；铸坯凝固过程中两相区宽，因而容易产生中途裂纹；高碳钢柱状晶长，因而铸坯中心偏析程度高。所以浇注温度的选用要兼顾减少水口堵塞和减少中心偏析[11]。为了防止黏结漏钢，高碳钢结晶器保护渣要用低熔点、低黏度、耗量不得低于 0.4kg/t。

滚珠轴承钢 GCr15（$SUJ_2$）的化学成分见表 1。

**表 1 GCr15 钢的化学成分** （%）

| C | Si | Mn | P | S | Cr |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.95 ~ 1.10 | 0.15 ~ 0.35 | ≤0.50 | ≤0.025 | ≤0.025 | 1.3 ~ 1.6 |

## 2 滚珠轴承钢性能要求

滚珠轴承钢根据它的使用条件，要求具有高的接触疲劳性能。为了提高疲劳强度，要求钢中总氧量 $[O]_{总} < 0.0004\%$，含 $Ti < 0.0005\%$，夹杂物直径小于 15μm。目前可以使滚珠轴承钢的 $[O]_{总}$ 降低到 0.001% 以下（平均 0.004% ~ 0.0007%）。21 世纪可望在大生产条件下降低到 0.0003%。电渣重熔的滚珠轴承钢，虽然 $[O]_{总}$ 稍高，但没有宏观偏析（即没有 A 型、V 型偏析和沉积锥），所以疲劳寿命仍然很高。疲劳寿命还与夹杂物种类和大小有关，见图 1[11]。

从图 1 可见，$Al_2O_3$-CaO（球形）和 TiN 对疲劳最有害，因为 $Al_2O_3$-CaO 的直径大（约 30μm），热膨胀系数比钢基体小；$Al_2O_3$ 和尖晶石（$MgO \cdot Al_2O_3$）的危害次之；另有报道铝镇静滚珠轴承钢的寿命与钢中夹杂物（$Al_2O_3 + SiO_2$）% 成反比[13]。硫化物和塑性硅酸盐对疲劳无害。文献介绍，当 $[O]_{总} < 0.001\%$、

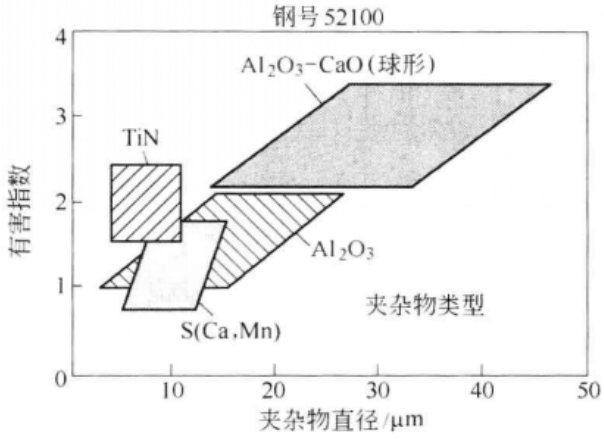



图1 滚珠轴承钢中的有害微观夹杂物

Ti < 0.003% 时，若 S = 0.018% 则对疲劳有害，若 S < 0.005% 对疲劳无害[11]。S > 0.015% 时，容易出现中途裂纹，所以应将硫降低到 0.010% 以下[4]。硫低还可以减少中心偏析，这是因为滚珠轴承钢用作滚珠时，铸坯中心出现于滚珠表面，因而硫低也对疲劳有利。文献还介绍 Ti > 0.003% 时对疲劳有害。但电渣重熔滚珠轴承钢 Ti = 0.005% 时，才对疲劳有害[11]。

滚珠轴承钢根据钢中铝含量的不同，有两种生产方案：一种是含铝（Al = 0.02% ~ 0.04%）、另一种是不含铝（Al = 0.001%）的方案。

## 3 神户钢厂滚珠轴承钢的生产情况

神户钢厂 1987 年报道的 80t 转炉按含铝方案生产滚珠轴承钢。生产流程为[5]：高炉铁水脱硅→铁水预处理脱磷、脱硫→转炉顶底复吹→倒包→钢包精炼（电弧加热和真空脱气）→连铸大方坯。

铁水预处理后 P < 0.01%、S < 0.005%。转炉用低硅铁水吹炼，底部用氩复吹，FeCr 加在转炉内。铬的收得率达到 90%。FeCr 中含有的钛在吹炼过程中被氧化掉，钛含量在 0.0015% 以下。

转炉出钢后，倒包。钢包精炼渣的 $CaO/SiO_2 > 3$，强搅拌 15min 以上，$[O]_{总} < 8 \times 10^{-4}\%$。

用立弯式连铸机连铸成 300mm × 430mm 大方坯（为了减少夹杂物在铸坯内弧富集，滚珠轴承钢最好用立弯式或立式连铸机来生产），最高拉速 1.2m/min。使用结晶器 + 末端电磁搅拌（M + F-EMS），末端电磁搅拌位于铸坯液相穴 $f_s$ = 0.1 ~ 0.2 处，搅拌强度和方向随时间呈周期变化。M + F-EMS 优于结晶器 + 二冷段电磁搅拌（M + S-EMS）。

神户钢厂 1992 年报道的流程与上述流程有以下区别[6]：

（1）用扒渣取代倒包。

（2）如果 FeCr 尽可能多地加入转炉，即尽可能少地加入精炼炉（FeCr < 6kg/t），可以使钛含量降低到 0.0006% 以下。

（3）为减少用铝脱氧时 $Al_2O_3$ 的生成，在转炉出钢时用 FeSi 预脱氧。为提高精炼渣对钢水中 $Al_2O_3$ 的熔解能力，精炼渣的成分应满足：$CaO/SiO_2 \geqslant 5$、$CaO/CaF_2 = 4$、$Al_2O_3 < 10\%$、$FeO + MnO \leqslant 1.1\%$。

（4）中间包钢水用感应加热，可以使 $[O]_{总}$ 进一步降低，从未用感应加热时的 $[O]_{总} = 0.00064\%$（15 炉平均值）降低到 0.00058%（11 炉平均值）。

（5）在最后凝固区用重压缩取代 F-EMS 和用中间包感应加热，可以使中间包钢水过热度降低，从而使中心偏析进一步减少。

滚珠轴承钢按含铝的方案生产时，虽然可以使 $[O]_{总}$ 降低，但浇注时堵塞水口倾向增大。水口内的沉积物一旦随钢流落入结晶器内，可能在成品中成为宏观夹杂。滚珠轴承钢不宜用钙处理钢水，因为钢水用钙处理后，残留在钢水中的铝酸钙对疲劳最有害。残留在钢水中的铝酸钙大小在 10 ~ 30μm 范围内，这样小的铝酸钙在精炼时随钢水循环流动，很难从钢水中浮出。所以应当避免用钙处理钢水，而应当用强真空脱氧操作，将 $[O]_{总}$ 降低到 0.0004%[7]。

## 4 POSCO 钢厂滚珠轴承钢的生产情况

POSCO 用 BOF 来生产轴承钢，流程如下[8]：铁水预处理脱磷→BOF→LF→RH→CC（大方坯）。轴承钢含 Al = 0.02% ~ 0.03%。

POSCO 主要由于优化了 LF 顶渣成分，使轴承钢的 $[O]_{总}$ 从 0.0012% 降低到 0.0008%。顶渣成分的选用有传统型 A 和改进型 B 两种类型，见图 2。

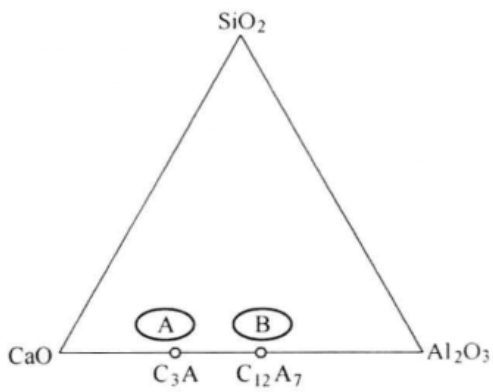



图 2 滚珠钢的顶渣成分

这两种类型的共同点是 $SiO_2$ 含量都很少，从而减少 $SiO_2$ 作为氧源从顶渣向钢水扩散。根据他们的研究，当顶渣 $CaO/SiO_2 > 4$ 时，这少量的 $SiO_2$ 也不是氧源。A 型和 B 型的不同点是 A 型 $Al_2O_3$ 的活度低，但熔化温度高（1505℃）；B 型 $Al_2O_3$ 活度高，但熔化温度低（1349℃）。因而采用 A 型时，$Al_2O_3$ 从钢水向顶渣转移多，但转移慢；采用 B 型时，$Al_2O_3$ 从钢水向顶渣转移少，但转移快。该厂权衡这两方面的利弊后，决定弃 A 型，用 B 型。为得到改进型 B 的顶渣成分，采取的措施见表 2。

**表 2 两种顶渣成分采取的措施**

| 序号 | 顶 渣 | | 传统型 A | 改进型 B |
|---|---|---|---|---|
| 1 | 出钢时脱氧顺序 | | FeSi，FeMn，Al | Al，FeMn，FeSi |
| | 脱氧后钢包渣 | $CaO/SiO_2$ | 低 | 高 |
| | | 氧化性 | 高 | 低 |
| 2 | 电弧加热前 | | 加入 CaO 及少量 $CaF_2$ | 加入 $Al_2O_3$，减少 CaO 加入量 |
| | 电弧加热后顶渣 | 物理状态 | 干 | 稀 |
| | | $CaO/SiO_2$ | 3.5～4.5 | 4.5～7 |
| 3 | RH 处理后顶渣 $CaO/Al_2O_3$ | | 2～4.4 | 1.7～1.8 |
| | RH 循环时间/min | | 25 | 25 |
| | RH 处理后 $[O]_{总}$/% | | 0.0010～0.0012 | 0.0005～0.0008 |

$CaO/Al_2O_3$ 对 $[O]_{总}$ 的影响见图 3。由图 3 可见，$CaO/Al_2O_3$ 控制在1.7～1.8 时，将轴承钢钢水中的 $Al_2O_3$ 夹杂去除到顶渣中最有效，从而将 $[O]_{总}$ 从 0.0010%～0.0016%降低到 0.0005%～0.0008%。

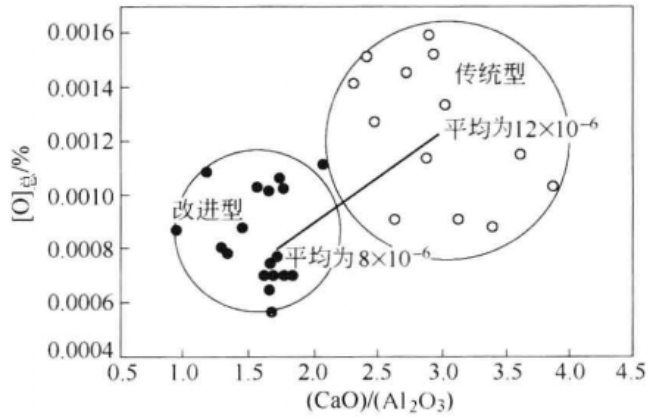



图 3 顶渣 $CaO/Al_2O_3$ 对 $[O]_{总}$ 的影响

## 5 滚珠轴承钢中尖晶石 $MgO \cdot Al_2O_3$ 夹杂物的来源

根据松野英寿和菊地良辉的研究[10]，滚珠钢用含铝的方案来生产时，除了生成 $Al_2O_3$，还会生成 $MgO \cdot Al_2O_3$。$MgO \cdot Al_2O_3$ 与 $Al_2O_3$ 一样也会沉积在水口内形成堵塞物，如果脱落，将裹在铸坯内。

$MgO \cdot Al_2O_3$ 的生成过程如下：钢中的碳（约 1.0%）与铝（约 0.03%）将顶渣中和炉衬中的 MgO 还原成镁，镁溶入钢水中。镁（小于 0.0002%）与 $[O]_{总}$（0.0007%～0.0012%）相互作用生成 MgO，MgO 与悬浮在钢水中的 $Al_2O_3$ 结合成 $MgO \cdot Al_2O_3$。$p_{CO}$、碳、铝对镁还原量的影响见图 4[10]。钢水中镁

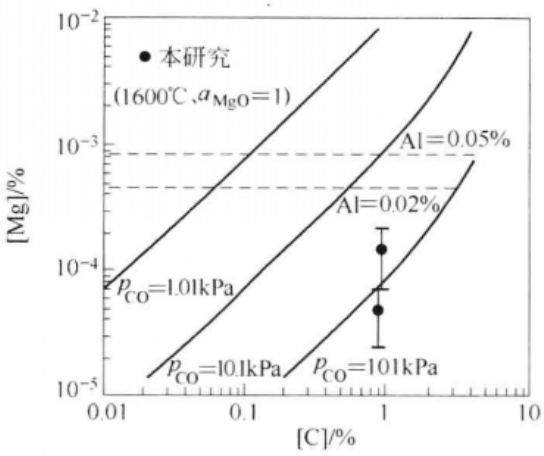



图 4 钢水中碳和铝对镁还原量的影响

的多少还与钢水的处理温度和处理时间有关，也与加入的铝的镁含量有关。$MgO \cdot Al_2O_3$ 还可能来自钢包衬釉[12]。

## 6 Saar 钢厂滚珠轴承钢的生产情况[3]

Saar 钢厂从 1995 年按不含铝的方案生产滚珠轴承钢。铁水脱硫后，在 180t 转炉内吹炼，出钢时只用硅脱氧。RH 脱气后连铸成 125mm × 125mm 小方坯或 420mm × 240mm 大方坯。连铸时用电磁搅拌。该厂根据 1995 ~ 1996 年 176 炉不含铝滚珠钢成分统计：C = 0.94% ~ 0.97%（占大部分），Ti = 0.001%（占 90%），Al = 0.001%（占 80%），$[O]_{总}$ = 0.0008% ~ 0.0015%。不含铝滚珠轴承钢（Al = 0.001%）的水口堵塞倾向显著小于含铝钢（Al = 0.024%）。在水口内没有沉积物。Saar 钢厂生产的不含铝滚珠轴承钢虽然 $[O]_{总}$ 比含铝钢高，但宏观洁净度和显微洁净度至少与含铝钢相等。滚珠寿命显著高于含铝钢。在此期间有的用户已不对滚珠轴承钢最低含铝量提出要求。

## 7 不含铝方案生产 100Cr6 钢

Thorsten Bolender 等对德国某钢厂按不含铝方案来生产 100Cr6 钢进行了报道[9]。

该厂用连铸圆坯来生产 100Cr6 钢。圆坯直接轧成无缝钢管。

100Cr6 钢的生产流程为：在 250t BOF 内冶炼，出钢温度为 1700℃。在 1540℃进行真空处理。为了脱氢，压力小于 0.8kPa 的时间 20min，在钢包内用氩洗涤钢水。在中间包内钢水温度约 1500℃，钢水过热 30℃，连铸圆坯的直径为 220mm。SEN 原先用内径 40mm，脱氧用 FeSi 含铝 1.5%。钢中含铝 0.0020% ~ 0.0040%。这种条件下，连铸时水口不堵。后来为了提高钢的洁净度，延长钢水

在中间包内的停留时间，将 SEN 内径缩小到 22mm，这时水口容易堵塞。为了减少水口堵塞，将 FeSi 的加入量减少（按硅的下限 0.2% 来加）并改用含 Al < 0.2% 的 FeSi，这时钢中含铝 0.0010% ~0.0020%。水口堵塞情况得到改善，可以连浇 3 炉。在水口内只形成很薄一层的沉积物。沉积物有两种类型：一种由铝酸钙和尖晶石组成，另一种只由铝酸钙组成。但偶尔也有水口堵塞严重的情况出现，这时 EDX 分析出堵塞物由 $Al_2O_3$ 和尖晶石组成。这种情况可能与偶然另有铝进入钢水有关。

## 参 考 文 献


[1] Skull Session. I&SM, 1999(6): 68.

[2] Skull Session. I&SM, 2000(12): 50.

[3] Dieter Thiery, Rainer Bettinger, Anja Krumpholz, et al. Aluminum freier wälzlager stahl[J]. Stahl und Eisen, 1997(8):79.

[4] Helmut Weise, Hans-Joachim Wieland. Einfluβ der chemischen zusammenretzung von baustäheln für langprodukte auf ihre stranggieβfähigkeit[J]. Stahl und Eisen, 1996(11): 121.

[5] 大西稔泰，鹽飽潔，川崎正藏，ほか. 転炉一連殻鋳造による高炭素りロム軸受鋼の製造[J]. 鉄と鋼，1987(3)：513.

[6] Fukuzaki Y, Kawasaki S, Kanazuka Y. Production of clean steel by bloom caster[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1992: 397.

[7] Stubbles J R. Steel refining and product quality—then and now[C]//Steelmaking Conference Proceedings, 1992: 67.

[8] Yoon B H, Heo K H, Kim J S, et al. Improvement of steel cleanliness by controlling slag composition[J]. Ironmaking and Steelmaking, 2002(3): 215.

[9] Thorsten Bolender, Heinz Peter Kaiser, Wolfgang Plusch Kell et al. Process technological developments for improvement of the castability of high carbon steels[J]. Steel Research, 2003(1): 36.

[10] 松野英寿，菊地良輝. 高炭素鋼のMgO 系介在物の起源[J]. 鉄と鋼，2002(1)：48.

[11] 卢盛意. 连铸坯质量，第 2 版[M]. 北京：冶金工业出版社，2000.

[12] Bes Kow K, Jia J, Lapis C H P, et al. Chemical characteristics of inclusions formed at various stages during the ladle treatment of steel[J]. Ironmak. Steelmak, 2002(6): 427.

[13] Kerin Cotchen J. Dieter Tembergen, Rainer Teworte. Clean steel metallurgy[J]. AISE Steel Technology, 2003(3): 40.

# 连铸管线钢的质量

**摘 要**：介绍了防止管线钢由氢导致的裂纹（HIC）的形成所采取的措施，以及 Port Kembla 钢厂生产 X65 ~ X80 管线钢的经验。

**关键词**：连铸；管线钢；质量

## 1 引言

用于输送酸气的管线钢管一旦产生由氢导致的裂纹（HIC），会引起重大事故。酸气含有的 $H_2S$ 对钢管表面产生如下腐蚀反应：

$$H_2S + Fe \rightarrow FeS + 2H_{吸附} 和 2H_{吸附} \rightarrow 2H_{吸收}$$

在钢管表面被吸收的 $H_{吸收}$ 原子向内部扩散，使钢中的氢含量升高，氢原子在夹杂物与基体的界面或在中心偏析处的硬化组织与基体的界面聚合成 $H_2$ 分子 $2H_{吸收} \rightarrow H_2$。当 $H_2$ 分子在界面的压力升高到大于钢的强度时，将使钢产生裂纹，即 HIC。抗 HIC 的管线钢要求中心偏析低和氧化物洁净度高。MnS 和 C、P 的偏析引起的硬化组织必须避免以抵消在钢板厚 1/2 处产生裂纹[13]。为了防止 HIC，要采取一系列措施。

## 2 降低钢水初始氢含量

用 VD 或 VD-OB 脱除钢水中的 H[1]。图 1 为真空处理时氢的脱除量[2]。从图 1 可见，迪林根钢厂 185t 钢水初始氢含量为 0.0004% 或 0.0007%，真空压力为

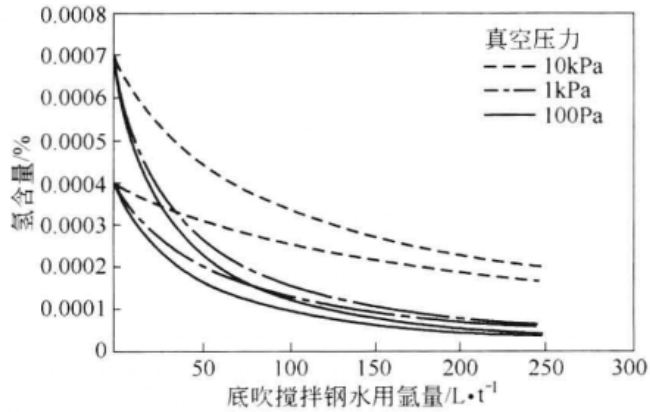



图 1 真空处理时［搅拌钢水用氩量（标态）为 1.8m³/min］氢含量的降低

100Pa 或 1kPa，底吹氩（标态）1.8$m^3$/min，处理 10min，可以将氢降低到约 0.00015%。处理时间延长，可以将氢进一步降低。

## 3 减少浇注过程中氢含量的升高

根据迪林根钢厂的经验，在浇注过程中氢含量升高主要来自中间包包衬和防护套管。两者使氢含量分别平均增加 0.00008% 和 0.00007%（防护套管的水分含量为 3%，每炉钢水换用一个新的防护套管[2]）。另外，中间包不宜用炭化稻壳作覆盖剂，其所含的碳分和水分将使钢水碳和氢含量增加。最好用 $SiO_2$ 含量少的碱性熔剂[3]作覆盖剂。

## 4 提高钢的洁净度并将残留的夹杂物用钙进行变态处理

Anders J. Thrum 等建议为了脱硫应将顶渣成分 $\left(\frac{\%CaO/\%SiO_2}{\%Al_2O_3}\right)$ 之比控制在 0.25[12]。

川崎钢铁公司水岛钢厂为了将管线钢的硫含量控制在小于 0.0010%[4]，首先将钢包渣成分进行优化，将钢包渣的 $CaO/(SiO_2+Al_2O_3)$ 控制在 1.35，将 MgO 控制在 10%。在此成分时，钢包渣的硫容量最高。为了强化钢水搅拌，将钢包底部通入氩气的带缝底塞从一个改为两个。采取这两项措施后，脱硫时间 35min 可以将硫含量从 0.00275% 降低到 0.00053%，钢水处理时间已不受控于脱硫时间，而受控于钢水加热时间。

君津钢厂生产的 API（美国石油协会）X65 ~ X70 管线钢的化学成分见表 1[5]。该厂要求 S ≤ 0.001%、P ≤ 0.01%，钢水用钙处理后，将钙控制在 0.0025% ~0.0035%。

**表 1 管线钢的化学成分**

| API 级别 | 成分/% | | | | | | 板坯尺寸 /mm | 拉速 /m·$min^{-1}$ | 比水量 /L·$kg^{-1}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Si | Mn | P | S | 其他 | | | |
| X65 ~ X70 | 0.06 ~ 0.11 | 0.22 ~ 0.32 | 0.97 ~ 1.23 | 0.004 ~ 0.007 | 0.0005 ~ 0.0010 | Ni，TiNb，Ca 等 | 240 × 1480 ~ 2200 | 1.2 | 0.54 |

迪林根钢厂将管线钢的洁净度也控制在 S ≤ 0.001%、P ≤ 0.01%，以及 $[O]_{总} \leq 0.002\%$ 或 $[O]_{总} < 0.0015\%$[2,3]。为了改进板坯质量，传统上主张弧形连铸机的曼内斯曼公司胡金根厂也在 2000 年建了 3 号直弧形板坯铸机，主要生产 IF 钢、石油管线等钢种[12]。为了进一步提高管线钢的洁净度，迪林根钢厂建议用立式连铸机来浇注这种钢[2]。该厂从 1998 年采用立式连铸机浇注厚度达到 400mm 的板坯，用于生产包括管线钢在内的产品[6]。与立弯式连铸机相比，立

式连铸机可以进一步提高钢的洁净度，还可以在弯曲时避免铸坯产生内裂。这是因为立弯式连铸机还没有弯曲板坯厚度大于300mm的经验，并且铸坯是在液芯状态下进行弯曲，而该厂的立式连铸机是在铸坯完全凝固以后才进行弯曲。有内裂的板坯不能用于生产管线钢管。

如果EAF用废钢作金属料来生产厚板用钢，则要求残存元素（Cu + Sn + Ni + Cr + Mo）<0.35%。若废钢的残存元素含量为0.5%时，为了将残存元素从0.5%稀释成0.35%，要求在金属料中配入35%的DRI（直接还原铁）或HBI（热压块铁），或用35%铁水取代废钢[7]。残存元素容易聚集在铸态奥氏体晶界上（由于凝固时的显微偏析），降低铸态奥氏体的热塑性。

## 5 减少铸坯的中心偏析

根据君津钢厂的经验，将管线钢板坯的中心偏析指数减少到约0.5可以防止“控制轧制并加速冷却”后的管线钢板内产生HIC[5]。为了减少管线钢板坯的中心偏析，君津钢厂采用：

（1）在轻压下区内（扇形段10号~15号）用分节辊取代长辊，防止长辊在拉坯过程中的动态弯曲，可以使轻压下均匀进行。动态弯曲将增加在轻压下时铸坯内钢水流动，此时的钢水流动将加剧中心偏析。

（2）优化轻压下区内的压缩率。

$$\text{压缩率：mm/min} = \text{mm/m} \times \text{m/min}$$

式中 mm/m——在轻压下区内，每1m拉坯距离的压缩量；

m/min——拉速。

在轻压下区内，当铸坯中心的固相率$f_s$从$f_{0.2}$凝固到$f_{0.7}$时的最佳压缩率见表2。在此最佳压缩率时，不但可以消除V型或A型偏析，而且中心偏析指数也最小，见图2。

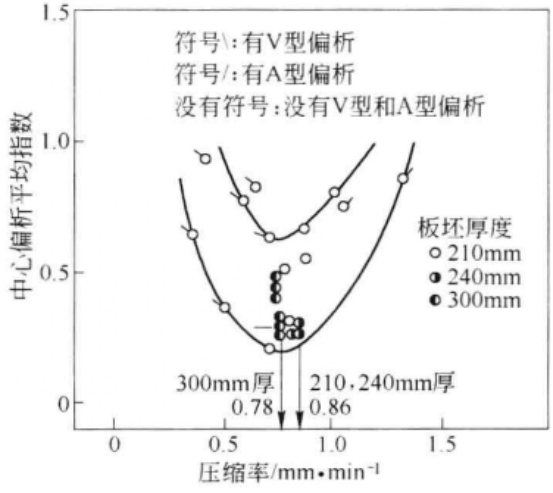



图2 中心偏析平均指数与压缩率的关系

表2 最佳压缩率

| 最佳压缩率/mm·min$^{-1}$ | 板坯厚度/mm | 拉速/m·min$^{-1}$ | 压缩量/mm·m$^{-1}$ |
|---|---|---|---|
| 0.78 | 300 | 0.9~1.3 | 0.36~1.36 |
| 0.86 | 210，240 | | |

$f_{0.7}$的位置可用“细钉打入法”来确定。从$f_{0.2}$到$f_{0.7}$的拉坯距离约为2m。从$f_{0.7}$到$f_{1.0}$的最佳压缩率应小于0.3mm/min，最好为0，拉坯距离约为1.5m。$f_{1.0}$时为液相穴末端，当采用0压缩率时，中心偏析为细小点状；若采用大于0.3mm/m的压缩率时，中心偏析为长条形。细小点状比长条形对防止HIC有利。

采用分节辊和优化压缩率后，可以将板坯的中心偏析指数降低到约0.5，与此同时管线钢板HIC的面积比为0。

村上胜彦等人用$P_{HIC}$（HIC敏感性参数）来评估管线钢中心偏析颗粒的碳、锰、磷含量对HIC的影响[8]：

$$P_{HIC} = [C]_{当量} + 2S_p[P_0]$$

$$[C]_{当量} = S_C[C_0] + S_{Mn}[Mn_0]/6 + S_{Ni}[Ni_0]/15 + S_{Cu}[Cu_0]/15 + S_{Cr}[Cr_0]/5 + S_{Mo}[Mo_0]/5 + S_V[V_0]/5$$

式中 $S$——中心偏析颗粒的偏析比，如$S_p = P_{最高}/P_0$；

$P_0$——钢水初始磷含量；

$P_{最高}$——中心偏析颗粒的最高磷含量。

可见HIC敏感性与中心偏析颗粒碳、锰、磷的含量相关。中心偏析颗粒直径越小，$P_{HIC}$也越小，对HIC也越不敏感。他们认为，为了减小中心偏析颗粒直径，除在最后凝固区采用电磁搅拌和轻压下外，还应将$[C_0]$减少到0.05%，将$[P_0]$减少到小于0.01%（采用铁水预处理脱磷）。$[C_0]$和$[Mn_0]$减少后，钢板强度可用“加入微量元素铌、钒”和“控制轧制”并“加速冷却”来保证。

迪林根钢厂为了减少厚板坯的宏观偏析，采用动态轻压下（根据板坯厚度、拉速和碳含量在线调节轻压下区的位置和长度）和采用强二冷[5]。当拉速为0.8~0.85m/min时，二冷强度为1.8L/kg。二冷强度高可以减少铸坯鼓肚，因而可以减少宏观偏析。

## 6 钢板厚度和冷却速度对钢中允许的氢含量的影响

管线钢钢板厚度和冷却速度对钢中允许的氢含量见图3[2]，图3是迪林根钢厂开发的数学模型。可见缓冷有利于提高钢中允许的氢含量；钢板超过一定厚度和冷却速度一定时，允许的氢含量为常数。

## 7 HIC敏感性检测方法[2]

可按NACETMO284来检测管线钢HIC的相对敏感性（NACE为全国腐蚀工

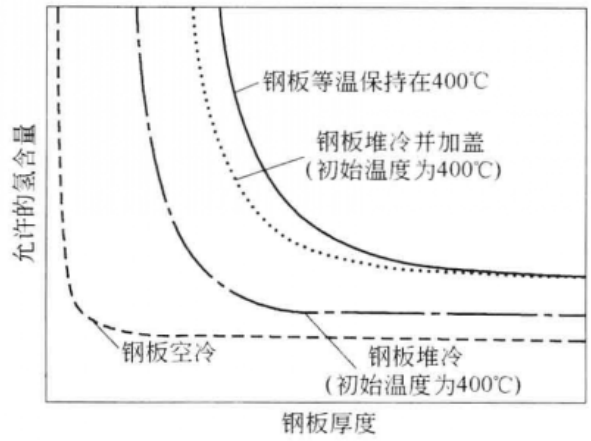



图3 同一钢板厚度和冷却速度对钢中允许氢含量的影响

程师协会，TM 为检测方法，84 为 1984 年第 1 版）。

将 100mm 长 ×20mm 宽的钢板试样，浸入通入 $H_2S$ 的试验溶液，浸泡 96h，取出试样，将 100mm 长的试样切成 4 块，将断口磨光，在显微镜下观察断口上裂纹的长度 $a$ 和宽度 $b$。可用裂纹敏感性比 CSR 来评估各厂生产的管线钢对 HIC 的相对敏感性。

$$CSR = \frac{\Sigma(ab)}{WT} \times 100\%$$

式中 $W$——试样宽度；

$T$——试样厚度（试样厚度随所用钢板厚度而定）。

## 8 Port Kembla 钢厂用于输送非酸气的 X65 ~ X80 管线钢的生产情况

澳大利亚 BHP 钢铁公司的 Port Kembla 钢厂生产 X65 ~ X80 管线钢[9]，因为输送的是非酸气，所以可以用薄壁、小直径和高强度的管线钢管。生产流程为：铁水脱硫→BOF→在钢包内喷入 CaSi→RH 真空脱气→板坯连铸（板坯厚 230 ~ 300mm）→热轧带钢。在 BOF 底部通入惰性气体搅拌钢水。在钢包内从底部多孔塞通入惰性气体搅拌钢水。

X65 ~ X80 管线钢的化学成分见表 3。从表 3 可见，管线钢是铝镇静钢。该厂生产的管线钢的成分中 S = 0.002% ~ 0.003%，硫低可以提高管线钢的冲击韧性；P < 0.020%，磷低可以减少铸坯半宏观偏析点磷的偏析（笔者认为是指 V 型偏析带中某个点，其偏析程度比中心偏析低，又是不连续的点状），因而有利于通过压扁环焊破坏试验。为了减少磷的偏析，钢水过热度应小于 20℃。钢中含锰小于 1.4%，否则在半宏观偏析点的 Mn ≥ 2% 在该处将形成马氏体。

**表 3 X65 ~ X80 管线钢的化学成分** (%)

| API 级别 | C | P | Mn | Si | S | Al | Nb | V | Mo | Ti | N | Ca | $C_{当量}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1. ERW（电阻焊）管（由热轧板卷全宽制成） | | | | | | | | | | | | | |
| X65 | 0.08 | 0.014 | 1.45 | 0.12 | 0.003 | 0.025 | 0.038 | 0.042 | | 0.012 | 0.0050 | 0.0008 | 0.29 |
| X70 | 0.069 | 0.013 | 1.47 | 0.23 | 0.003 | 0.029 | 0.059 | | 0.12 | 0.015 | 0.0053 | 0.0008 | 0.34 |
| X70 | 0.063 | 0.012 | 1.25 | 0.33 | 0.003 | 0.03 | 0.059 | | 0.1 | 0.014 | 0.0054 | 0.0008 | 0.29 |
| X80 | 0.075 | 0.015 | 1.59 | 0.31 | 0.002 | 0.026 | 0.057 | | 0.22 | 0.013 | 0.0055 | 0.0011 | 0.38 |
| 2. ERW（电阻焊）管（由热轧板卷宽度中部切开制成） | | | | | | | | | | | | | |
| X65 | 0.065 | 0.014 | 1.10 | 0.32 | 0.003 | 0.032 | 0.049 | 0.06 | | 0.014 | 0.0048 | 0.0008 | 0.27 |
| X70 | 0.06 | 0.011 | 1.22 | 0.34 | 0.002 | 0.035 | 0.065 | | 0.23 | 0.017 | 0.0050 | 0.0008 | 0.32 |

从表3还可见，该厂生产的管线钢有两种，一种是传统型，成分为 C-Mn-Nb-V，另一种是改进型，成分为碳含量更低-Mn-Mo-Nb-Ti 型。由于相变硬化、晶粒细化以及沉淀硬化，后者比前者的强度高。

在钢包内喷入 CaSi 是为了脱硫和使氧化物和硫化物变性，CaSi 的喷入量约为 0.22kg/t。在 1983 年以前，喷入 CaSi 后，钢水中元素含量见表 4。1983 年以后，由于改用 $Al_2O_3$ 作钢包衬和出钢时改用挡渣栓挡渣，喷入 CaSi 后，钢水中的 $[O]_{总}$ 降低，见表 5。

**表 4 1983 年以前钢水中元素含量**

| $w_B$/% | | | Ca/Al |
|---|---|---|---|
| Ca | $[O]_{总}$ | Al | |
| 0.0050 | 0.0050 | 0.025 | ≥0.2 |

**表 5 1983 年以后钢水中元素含量**

| $w_B$/% | | | Ca/Al |
|---|---|---|---|
| Ca | $[O]_{总}$ | Al | |
| ≥0.0045 | <0.0035 | 0.045 | 0.11 |

Ca/Al 在上述比值时，将形成液态 $C_{12}A_7$，对减少焊缝附近钢管表面的钩形裂纹有利，还形成 CaS。

喷入 CaSi 过程中，钢水中氮含量增加 0.001% ~0.003%（吸氮多是因为钢水硫含量低）。

RH 处理是为了微调钢水温度和成分，并使氮含量减少 0.0005% ~0.0015% 和使 [Ca] 蒸发，[Ca] 蒸发后，CaS 的钙补充 [Ca]，因而使 CaS 减少。Ti = 0.015% ~0.020% 时，TiN 先析出，使后析出的 Nb(C,N) 其中的氮很少乃至于无。$NbC_{0.87}$ 析出在先析出的 TiN 上，使 $NbC_{0.87}$ 粗化，有利于减少铸坯横裂[10]。

低 S 和用 Ca 处理的含 Nb 管线洁净钢，一定要加入 Ti。Ti 的加入量视钢中的 N 含量而异[10]。Ti 的加入量与钢中氮含量有关，见表 6。

**表 6 Ti 加入量与 [N] 的关系**

| [N]/% | Ti/% |
|---|---|
| 0.0045 | 0.015 ~ 0.020 |
| 0.0050 ~ 0.0060 | 0.020 ~ 0.025 |

RH 处理时间约 18min，时间不宜过长，否则 CaS 虽然消失，但由于 MnS 形成，将降低钢的冲击韧性和成为裂纹的起点并引起 HIC[11]。

C 低-Mn-Mo-Nb-Ti 型管线钢铸坯在 1250℃再加热时，析出的 TiN 颗粒使晶粒细化，TiC 析出还使钢的强度增加。

## 9 小结

为了防止管线钢产生 HIC 采取如下措施：

（1）真空脱气将初始钢水的氢含量降低到 0.00015% 以下；

（2）浇注过程中氢的增量应小于 0.00015%；

（3）在轻压下区内采用分节辊并优化压缩率，可以消除 V 型或 A 型偏析和长条形中心偏析，使中心偏析指数降低到约 0.5；

（4）控制钢中碳、硫、磷、$[O]_{总}$ 的含量，使 C < 0.05%、S ≤ 0.001%、P ≤ 0.01%、$[O]_{总} \leq 0.0020\%$，钢水用钙处理将 MnS 转化为 CaS（MnS 会引起 HIC）、将 $Al_2O_3$ 转化为 $C_{12}A_7$；

（5）钢板采用缓冷；

（6）介绍了 Port Kembla 钢厂两种用于输送非酸气的管线钢的全程生产经验，一种是成分为 C-Mn-Nb-V 的传统型，另一种是成分为碳含量更低-Mn-Mo-Nb-Ti 的改进型，后者的强度高于前者。

## 参 考 文 献

[1] Rainer Teworte, Thomas Eichert, Uwe Schaefer. Traditional brands live on in the field of secondary metallurgy [J]. MPT International, 2002(5):52.

[2] Lachmund H, Schwinn V, Jungblut H A. Heavy plate production demand on hydrogen control [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2000(5):381.

[3] Lachmund H, Xie Y. High purity steels: a challenge to improved steelmaking processes [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2003(2):125.

[4] Takahashi D, Kamo M, Kurose Y, et al. Deep steel desulphurisation technology in ladle furnace at KSC [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2003(2):116.

[5] Yamade M, Ogibayashi S, Tezuki M, et al. Production of hydrogen induced crack (HIC) resistant steel by C. C. soft reduction[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1988: 77.

[6] Klaus Harste, Jörg Klingbeil, Wolfgang Schmitz. Construction of a new vertical caster at Dillinger Hüttenwerke [J]. MPT International, 1998(4):112.

[7] Stefan Lemke, Peter Meierling, Peter Monheim, et al. Tailored solutions for the production of quality steel [J]. MPT International, 2001(4):72.

[8] 村上胜彦, 土田裕, 小林泰男, ほか. 中心偏析的起因すち水素诱起割れ发生举动[J]. 鉄と鋼. 1999(4):301.

[9] Simpson D, Tritsiniotis Z, Moore L G. Steel cleanness requirements for X65 to X80 electric resistance welded linepipe steels [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2003(2):158.

[10] Turkdogan E T. Causes and effects of nitride and carbonitride precipitation during continuous casting [J]. ITSM, 1989(5):61 ~ 75.

[11] Fruehan R J. A review of hydrogen flaking and its prevention [J]. ITSM, 1997(8):61.

[12] Anders J, Thrum, Patrick J, et al. Induction versus gas stirring in ladle furnace [J]. AISE Steel Technology, 2003(3):35.

[13] Jürgen Cappel, Reinhard Flender, Rolf Hoffken, et al. Centre segregation, soft reduction and oxide clean for large diameter linepipe with highest demands on HIC [J]. Steel Research, 2005(8):588 ~ 594.

# 冷轧薄钢板的表面缺陷

**摘 要**：为了消除 TiSULCAK（含钛超低碳铝脱氧镇静钢）钢冷轧薄板上的铅笔形气泡，将铸机从弧形改为立弯形是最有效的措施；为了进一步减少冷轧薄板上的条片，还需要采取与减少钩形和裹渣等多方面的有关措施。

**关键词**：连铸；冷轧薄板；表面缺陷

## 1 冷轧薄钢板表面铅笔型气泡缺陷

用弧形板坯连铸机生产的 TiSULCAK 钢（含钛超低碳铝脱氧镇静钢，C <0.003%），在连续退火后的内弧钢带表面上，成型时在拉力作用下容易出现铅笔形气泡（以下简称气泡）。气泡只出现于用弧形连铸机高拉速时生产的 TiSULCAK 钢薄钢板上，气泡宽 1 ~2mm、长 150 ~300mm。气泡来源于氩气泡裹入内弧坯壳表皮，在气泡表面上还附着有夹杂物。气泡的形成主要与连铸机机型、氩气用量和拉速 $v_c$ 有关。

中间包用塞棒不用滑动水口或 $v_c$ 降低都有利于减少气泡。中间包塞棒所用的氩气量少于滑动水口，并可推迟形成进入结晶器的涡流，$v_c$ 降低可以减少钢水通过量。

将弧形板坯连铸机改造成立弯式，可以整机改造也可以只改造铸机头部。Ispat Inland 的二流板坯连铸机改造采用的是后者，将从弯月面向下 2.5m 改为立式，这与该厂只生产低碳铝镇静钢和 TiSULCAK 钢有关。改造只用了 12 天，改造费用只占整机改造的 40%。整机改造时间一般需 30 ~50 天。铸机改造后，3 天就达产。气泡完全消除、条片减少 50%，TiSULCAK 钢的 $v_c$ 从 1.1 ~1.3m/min 提高到 1.5m/min，并且由于氩气用量可以提高，使浸入式水口堵塞减少，连浇炉数从 6.8 炉提高到 8.5 炉（每炉出钢量为 230t），产品降级的数量也减少了 18%[1]。

为了提高 TiSULCAK 钢的产量，目前日本已有 24 台连铸机改造成为立弯形[2]。

## 2 冷轧薄钢板表面条片缺陷

根据 Ispat Inland 改造后的效果，虽然可以完全消除气泡，对减少条片也有一定效果，但还不能将条片降到更低的水平。条片是出现在成品钢带表面上的条形缺陷。条片的生成与氩气泡是否附着无关。条片来源于裹入铸坯表皮的夹

杂物：从中间包带入结晶器的渣子、裹入弯月面以下的结晶器保护渣和从浸入式水口内壁被钢流冲刷下来的簇状 $Al_2O_3$。即条片与裹入铸坯表皮的各种来源的夹杂物有关。这不是将铸机从弧形改为立弯形的单一措施所能完全解决的问题。

TiSULCAK 钢比低碳铝镇静钢更容易形成条片。TiSULCAK 钢条片的形成与在振痕下方形成的钩形有关[3]。根据索拉克的研究，钩形有三类[4]，见图 1。图 1 中第三类钩形不会引起条片的形成，第一和第二类钩形将会引起条片的形成。这两种钩形能阻碍大型夹杂物和氩气泡的上浮和分离，在冷轧薄板表层形成条片缺陷。笔者认为钩形的形成有些类似于敞口模铸下注镇静钢钢锭模内钢水上升时，钢水从钢液面上的氧化物膜溢出时形成的小翻皮。

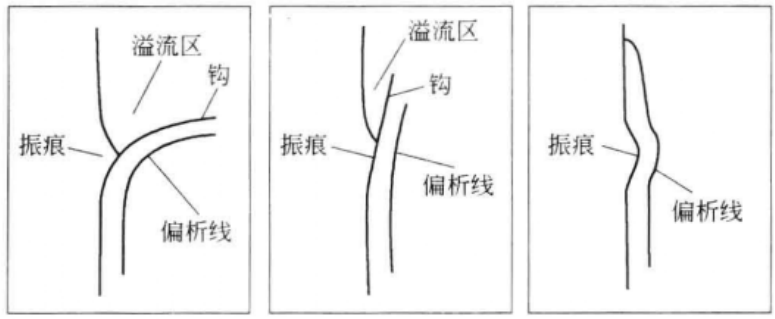



图 1　钩形的类型和形成

对钩形深度有决定性影响的是钢中碳含量。碳含量越低，钩形越深，夹杂物裹入铸坯皮下的可能性就越高[3]。钩形在液面突然上升或搅动时才产生。液面上升时，不但使振痕深度增加，而且还会产生弯月面的溢流，形成钩形[5]。影响钩形形成的其他因素还有负滑动时间。$t_n$ 长时，钩形深度增加[6]，见图 2；结晶器采用绝热性能好（黏度高时，绝热性能好）的保护渣或发热型保护渣可以减少钩形；以及采用非正弦振动。

法国索拉克·弗劳伦斯钢厂为了研究非正弦振动对条片的影响，在该厂 2 号板坯连铸机第 2 流用液压振动取代机械振动，并采用三角形非正弦振动[4]（图 3）。结果表明，振痕深度降低，第一类钩形显著减少，使板坯皮下纯度指数得到改善，见表 1。

**表 1　三角形非正弦振动对板坯皮下纯度的影响**

| 碳含量/% | $v_c$/m·min$^{-1}$ | $f$/C·min$^{-1}$ | 非正弦变形率/% | 皮下纯度指数 | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | | 正　弦 | 非正弦 |
| 0.025 | 1.4 | 100～200 | 55～80 | 10.2 | 5.9 |
| ≤0.01 | 1.2 | 90～290 | 55～70 | 25 | 17 |

注：变形率 $=t_{上行}/t_C$。

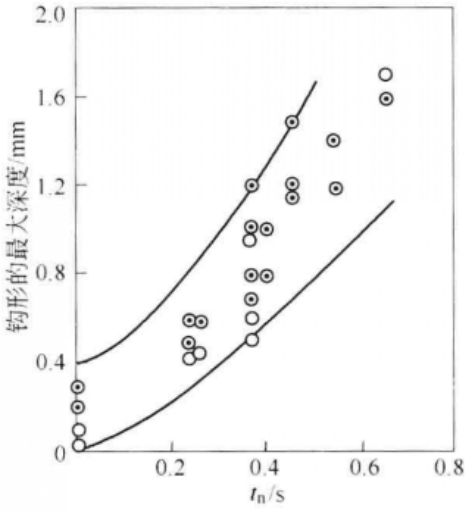



图2 $t_n$ 与钩形最大深度的关系

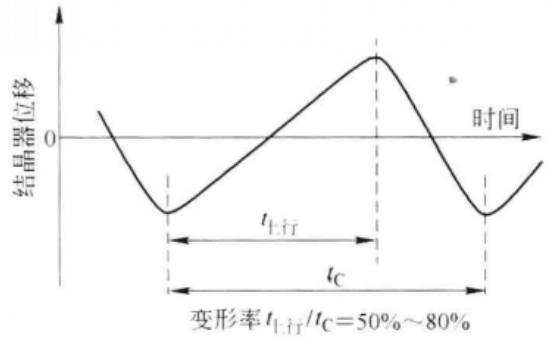



图3 三角形非正弦振动

为了减少裹渣，可用钢包渣检测装置防止钢包渣进入中间包；中间包的设计要防止在开浇和终浇时（当中间包内液面大于150mm时）出现涡流；将浸入式水口的圆形外壁改为椭圆形，对减少裹渣也可能有好处[7]。$v_c$ 提高时，液面起伏加剧，铸坯表皮容易裹渣，如果水口浸入深度不足，将使裹渣增加。

Ispat Inland 在浇注 TiSULCAK 钢时，要将弯月面钢水流速控制在 0.2 ~ 0.6m/s。$v_c$ 高和浸入式水口出口向下角度小时，将使弯月面钢水流速增加。该厂为了保持铸机改造前浇注 TiSULCAK 钢时的弯月面钢水流速，将浸入式水口出口向下角度从15°增加到25°，从而减少了在高 $v_c$ 时的液面搅动。

条片的形成除与上述钩形裹渣等因素有关外，也不排除下述因素的影响：

（1）钢中 Mn/S，将锰含量从 0.12% ~0.22% 提高到 0.15% ~0.22%，使 Mn/S 从28提高到35，有助于减少条片[3]；

（2）浇注时形成的二次氧化产物，及在加热炉内长时间加热时形成的微细夹杂物[3,8]；

（3）铸坯冷装比热装有助于去除表皮缺陷。

## 3 结论

将弧形连铸机改为立弯形是消除和减少 TiSULCAK 钢冷轧薄板上的气泡和条片的有效手段，对于生产 TiSULCAK 钢的厂家，这种改造趋势更加明显。为了进一步减少条片缺陷，还要在减少钩形、减少 $t_n$ 和裹渣、稳定结晶器液面、优化结晶器保护渣性能、适当提高钢中 Mn/S、防止浇注时钢水二次氧化、优化铸坯加热制度等多方面开展工作。

## 参 考 文 献

[1] Rocky Shah, Rich Gass, John Knoepke, et al. Going straight—The vertical bending conversion concept for the 2-strand slab caster at Ispat Inland [J]. AISE Steel Technology, 2002(9):53.

[2] Conference report, Dr. Manfred Wolf Memorial Symposium. Innovation and excellence in continuous casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2002(5):316.

[3] Genzano C, Madias J, Dalmaso D, et al. Elimination of surface depects in cold-rolled extra low carbon steel sheet [J]. I & SM, 2002(6):23.

[4] Darle T, Mouchette A, Nadlif M, et al. Hydraulic oscillation of the CC slab mold at Sollac Florange: First industrial results, future developments [M]. Steelmaking Conference Proceedings, 1993: 209.

[5] Wolf M M. Mold oscillation quidelines[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1991: 51.

[6] 川上公成，北川融，水上秀昭，ほか. 铸片表面欠陥に关すそ基础的检讨と应用[J]. 鉄と鋼，1981(8):1990.

[7] 吉田仁，井口学，横谷真一郎. 楕器断面た有すそ浸渍ノズルごよそモールドパウダー巻もはみ抑制 [J]. 鉄と鋼，2002(5):264.

[8] 卢盛意. 无缝钢管的发纹问题 [J]. 太钢科技，1996(4):30.

# 连铸板坯和连铸异型坯腹板中心内裂形成原因的探讨

**摘 要**：连铸板坯中心内裂与凝固末期液心被周期性封闭后形成的缩孔有关；连铸异型坯腹板中心内裂与拉速不适应于腹板支撑长度而产生的鼓肚有关。

**关键词**：连铸板坯和异型坯；中心内裂

## 1 连铸板坯中心内裂

连铸板坯拉速（$v_c$）提高后，中心内裂的出现率增加。草野昭彦等人对板坯内裂的形成原因和影响因素进行了研究[1]。他们先用肉眼观察铸坯横断面上的中心内裂，后来又用超声波（UST）进行检测，发现 UST 检测出的与用肉眼观察出的内裂是一致的。之后，他们对 142 块铸坯用 UST 进行检测，发现中心内裂的出现有周期性。大分制铁所 1 号、2 号铸机的内裂间隔约为 1.5m，3 号、4 号铸机的内裂间隔约为 1.4m，内裂间隔与水平矫直辊周长差不多相等。从而得出中心内裂的形成是由于在矫直辊处铸坯中心钢水层厚度在 0～6mm 范围内时，在矫直力的作用下被封闭起来，见图 1。被封闭的钢水层在凝固收缩时形成空隙，即为中心内裂。这与钢锭内二次缩孔的形成过程有些相似[2]。

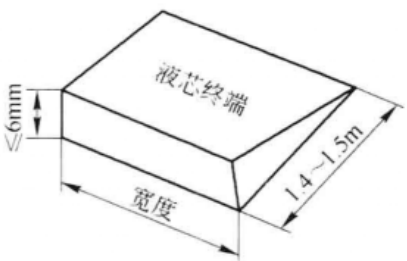



图 1 被封闭的钢水层模式图

他们还得出，中心裂纹与铸坯中心部位是由等轴晶还是由柱状晶组成无关，因为中心裂纹的界面多是树枝晶凝固界面，不是凝固后被拉断的界面。

他们统计出中心内裂的出现率与拉速 $v_c$ 和拉速变动 $\Delta v_c$ 有关，见表 1。中心内裂出现率高时的拉速称为危险拉速，拉速低于或高于危险拉速时，中心内裂都有所减少。用计算方法得出的危险拉速见表 2，计算所用公式为 $d = K(L/v_c)^{1/2}$。

**表 1 中心内裂出现率高时的 $v_c$ 和 $\Delta v_c$**

| $\Delta v_c$/m·min$^{-1}$ | $v_c$/m·min$^{-1}$ |
|---|---|
| <0.10 | 0.87 |
| >0.30 | 0.93 |

表2 用计算方法得出的危险$v_c$

| 凝固系数 $K$ /mm·min$^{-1/2}$ | 在矫直辊处凝固层厚度 $d$/mm | 矫直辊距弯月面的距离 $L$/m | 在矫直辊处的钢水层厚度/mm | 危险拉速 $v_c$ /m·min$^{-1}$ |
|---|---|---|---|---|
| 27.5 | 252①/2=126 | 16.7 | 0 | 0.80 |
| 27.5 | 123 | 16.7 | 6 | 0.85 |

①铸坯厚度。

为了减少内裂，拉速应当使矫直辊处钢水层厚度大于6mm。不但要关注矫直辊处钢水层的厚度，还要关注在矫直辊之后水平辊处钢水层的厚度，同时要控制水平辊的偏心量和辊隙大小以及与之相关的危险拉速。这些因素对中心内裂也有影响，见表3。

表3 水平辊人造偏心和人造辊隙对危险拉速的影响

| 铸机号 | 水平辊号 | 距弯月面的距离 $L$/m | 水平辊偏心或辊隙大小/mm | 危险拉速 $v_c$/m·min$^{-1}$ |
|---|---|---|---|---|
| 1 | 50 | 21.2 | 偏心4 | 1.1~1.2 |
| 4 | 60 | 24.4 | 上下辊间隔各扩大1.2 | 1.0~1.7 |

钢水过热度和二冷水量也对中心内裂有影响，但如果拉速和相关的二冷水量随钢水过热度的变化实时进行调整，则过热度和二冷水量的影响将包括在拉速对内裂影响范围内。

总之，拉速提高后，为了减少中心内裂，必须严格检测和控制从矫直辊及其后的水平辊的磨损和辊隙，并要避开危险拉速，将拉速控制在矫直辊处钢水层厚度大于6mm。这与黄禹明一文中所述“发现中心裂纹立即采取降速或升速操作”的见解是一致的[3]。

## 2 连铸异型坯腹板中心内裂

连铸异型坯腹板中心内裂的形成与上述连铸板坯中心内裂的形成有所不同。异型坯腹板在凝固过程中到达矫直辊之前已经完全凝固，在矫直辊处腹板不会带有液芯。

Thürngen钢厂对连铸异型坯腹板中心内裂的形成原因进行了探讨[4]。他们得出腹板中心内裂主要与腹板凝固后期的鼓肚有关，因而与腹板中心偏析有密切关系。该厂生产的异型坯尺寸为391mm×300mm×100mm，腹板支撑长度5.05m，铸机半径 $R$8m，生产结构钢（含碳量0.07%）。当拉速1.0m/min、二冷水量0.43L/kg时，腹板鼓肚引起中心内裂。鼓肚与腹板的支撑长度、拉速和钢水成分等有关。他们认为，腹板的支撑长度要等于或接近于腹板液相穴终端的位置。支撑长度不足，将引起中心偏析，严重时，使腹板产生中心内裂。另外，腹板鼓肚后甚至不能通过矫直辊[5]。凸缘的支撑长度可以短于腹板，凸缘顶面的支撑长

度又可以短于凸缘，见图2。

Amerin Steel 生产异型坯（2.85mm × 175mm × 77mm）的铸机[4]，凸缘顶面只支撑到第1组足辊，凸缘支持到第2组辊子，腹板除被第1组足辊和第2组辊子支撑外，还被其后另外两组辊子支撑。

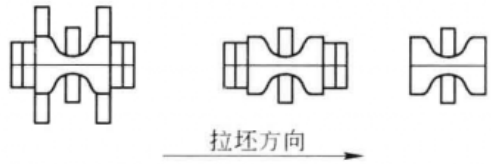



图2 连铸异型坯支撑长度

拉速过高和二冷水量不足，使腹板液相穴长度超过支撑长度过多，将使因腹板鼓肚而产生的内裂加剧。

Thürngen 钢厂对化学成分的要求是 P + S ≤ 0.025%，Si = 0.15% ~ 0.25%（为了热浸镀锌），Mn/Si > 3.0 防止裹渣漏钢，C = 0.06% ~ 0.08%（C = 0.10% ~ 0.15%时容易漏钢）。他们用电炉熔炼废钢来供给钢水，所以还要求 Cu < 0.5%、Cr < 0.2%、Ni < 0.2%、Zn < 0.030%、Sn < 0.040%。

可见，异型坯腹板中心内裂产生于矫直辊之前，主要由腹板凝固后期的鼓肚引起。腹板中心内裂与腹板中心偏析有密切关系。正如杜松林等文中所说，腹板“中心裂纹往往伴随着中心偏析一起出现”[6]。

## 3 结语

传统连铸板坯的中心内裂产生在矫直辊及其后的水平辊，当拉速处于危险拉速之时，与中心偏析的关系不大。而异型坯腹板的中心内裂产生在矫直辊之前凝固后期的鼓肚，与腹板中心偏析关系密切。

## 参 考 文 献

[1] 草野昭彦，三隅秀幸，千葉仁，原田慎三．连铸铸片の中心割れの発生机构［J］．鉄と鋼，1998(1)：43.

[2] 武田州平，川和高穗，佐藤秀树，内田繁孝，石墨乐幸．连铸広幅スラブの断面ヮレ防止对策［J］．鉄と鋼，1977：S146.

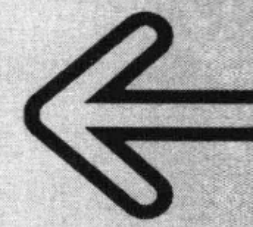
[3] 黄禹明．连铸板坯中心裂纹的控制措施．连铸，2003(6)：32.

[4] Heinz Hoedl，Wimmer F，Karl Mayrhofer F，et al. Beam blank casting technology［J］. AISE Steel Technology，2002(9)：26.

[5] Spiess J，Chakany J，Jinturkar P，et al. Voest-Alpines high performance combination caster at Bemingham Southeast，LLC in Cartersville［J］. GA. I & SM. 2000(4)：35.

[6] 杜松林，汤寅波，汪开忠，等．连铸异型坯腹板中心裂纹研究［J］．连铸，2003(5)：34.

# 3 硅脱氧钢和铝脱氧钢的质量



本专题介绍了钢水用硅脱氧和用铝脱氧的演变过程，两种脱氧方案的适用条件、在优化钢包精炼的条件下，有些钢中可用硅脱氧取代铝脱氧，在何种条件下都要将铝脱氧钢中的铝含量控制在下限。还对中间包挡墙的应用问题进行了讨论。

☆ 用硅代替铝脱氧来消除连铸水口堵塞

☆ 无缝钢管的发纹问题

☆ 铝含量对钢质量的影响

☆ 板坯连铸中间包挡墙的设置问题

# 用硅代替铝脱氧来消除连铸水口堵塞

**摘　要**：一些铝镇静钢在优化钢包渣成分和控制 FeSi 中铝和钙含量的条件下有被硅镇静钢取代的趋势。硅镇静钢的优点是可以消除水口堵塞，钢的洁净度与铝镇静钢相近。

**关键词**：铝镇静钢；硅镇静钢；钢包渣或顶渣

## 1　引言

20 世纪 50 年代前钢水多用硅脱氧，那时的脱氧理论认为用铝脱氧时，生成的脱氧产物 $Al_2O_3$，因为熔点高，难以从钢水中排出，会污染钢水。20 世纪 50 年代后脱氧理论逆转，认为 $Al_2O_3$ 与钢水之间的界面张力大，容易从钢水中排出，所以为了降低［O］，提高钢的洁净度，有些钢种又改用铝脱氧。粗略认为［Al］<0.01% 时为硅脱氧钢或称硅镇静钢，［Al］>0.01% 时为铝脱氧钢或称铝镇静钢。60 年代后连铸逐渐取代模铸，钢水用铝脱氧时，水口堵塞严重。为了消除水口堵塞，不得不采用钙处理钢水，这使钢的成本提高，有时还得不到稳定的处理结果。20 世纪后期，由于钢包精炼的推广，一些原来用铝脱氧的钢种又改用硅脱氧。硅脱氧钢能消除水口堵塞，而且用优化的钢包渣也能使硅脱氧钢的［O］等于甚至低于铝脱氧钢。硅脱氧钢的［O］可以低到 0.0010% 以下，所以用硅脱氧不会在连铸坯内产生皮下气泡。

简言之，从钢水脱氧的历史来看，有从用硅脱氧→用铝脱氧→又回到用硅脱氧的趋向。

以下介绍有关硅脱氧钢的动态。

## 2　Nucor Hertford 钢厂用硅脱氧来生产 C=0.16% 的钢[1]

Nucor Hertford 钢厂生产低氧、低硫的 C=0.16% 的钢时，原先按铝镇静钢来生产。这种钢的成分见表 1。

**表 1　C=0.16% 钢的化学成分**　（%）

| C | Mn | S | Si | Cu | Al |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.16 | 0.85 | ≤0.010 | 0.16 | <0.30 | 0.020～0.040 |

后来，该厂改按硅镇静钢来生产。对所用钢包渣的成分从热力学上进行了优化，并按优化的钢包渣成分，试用于大生产。

该厂到2002年已有25%的这种钢改按硅镇静钢来生产。改按硅脱氧后，消除了水口堵塞，每吨钢可节省2美元。[O] 可控制在 <0.0008%，[S] 可控制在0.009%以下。

钢水脱氧后，[O] 先与脱氧产物处于平衡，而后与钢包渣处于平衡。即 [O] 先受控于脱氧产物，而后受控于钢包渣成分。钢包渣成分还对 [Al]、[Si] 有影响，如式（1）所示：

$$4[Al] + 3(SiO_2) = 3[Si] + 2(Al_2O_3) \tag{1}$$

按铝镇静钢来生产时，根据式（2）来计算：

$$2[Al] + 3[O] = (Al_2O_3)_{固} \tag{2}$$

Al脱氧后，当[Al] >0.02%（$a_{Al_2O_3}=1$）时，可以将 [O] 控制在0.0008%以下。

Nucor Hertford 钢厂按铝镇静钢来生产时，钢包渣在接近CaO饱和、($Al_2O_3$) 约为25%、$a_{Al_2O_3}=0.01$ 时，根据式（2），可以将 [O] 降低到大约为0.0002%。

按硅镇静钢来生产时，用SiMn、75% Si，FeMn 和少量铝来脱氧。根据式（3）来计算：

$$[Si] + 2[O] = (SiO_2) \tag{3}$$

当钢水成分为[C] =0.16%、[Si] =0.16%、[Mn] =0.85%时，硅脱氧后，[O] 决定于液态脱氧产物 $MnO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$ 的成分，在0.0075% ~0.0130%的范围内。

按硅镇静钢来生产时，为了将 [O] 控制在0.0010%以下，根据式（3），必须将钢包渣在1600℃时的 $a_{SiO_2}$ 降低到0.0035以下。

为了将钢包渣的 $a_{SiO_2}$ 降低到0.0035并保持钢包渣的流动性，该厂采用在钢包渣中加入 $Al_2O_3$。$Al_2O_3$ 与 $SiO_2$ 一起作为熔剂，并加入石灰。用 $Al_2O_3$ 取代一部分 $SiO_2$ 能提高CaO的溶解度和降低 $a_{SiO_2}$。

MgO也是熔剂，也能提高CaO的溶解度。碱性氧化物（MgO + CaO）含量的增加能使 $a_{SiO_2}$ 降低。当渣中含有 $Al_2O_3$ 时，MgO的这些作用就更加明显。当渣中含有 $Al_2O_3$ 时，(MgO) 的最佳含量为8% ~10%。在此含量时，不但使 $a_{SiO_2}$ 降到很低，而且还使钢包耐火材料不受损。

在CaO饱和的钢包渣中，当(MgO) =8%，用 $Al_2O_3$ 取代 $SiO_2$ 时，[O] 的计算值见表2。

表2 （MgO）=8%时，$\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}$对$a_{SiO_2}$（钢包渣）和［O］等的影响

| 成分/% | | | | $\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}$ | $a_{SiO_2}$（钢包渣） | ［O］/% | $a_O$ | ［Al］/%（钢包渣平衡） | ［Al］/%（$a_{Al_2O_3}=1$） |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $Al_2O_3$ | MgO | CaO | $SiO_2$ | | | | | | |
| 10 | 8 | 50 | 32 | 0.31 | 0.014 | 0.0019 | $13\times10^{-6}$ | <0.001 | 0.005 |
| 15 | 8 | 51 | 26 | 0.58 | 0.005 | 0.0011 | $8\times10^{-6}$ | 0.002 | 0.011 |
| 20 | 8 | 55 | 17 | 1.17 | $4.1\times10^{-4}$ | 0.0003 | $2\times10^{-6}$ | 0.008 | 0.07 |
| 25 | 8 | 57 | 10 | 2.5 | $4.8\times10^{-5}$ | <0.0002 | $<2\times10^{-6}$ | 0.028 | >0.1 |

在表2中，［Al］（$a_{Al_2O_3}=1$）为与钢水中纯$Al_2O_3$夹杂成平衡时［Al］的计算值。

［Al］（钢包渣平衡）为与钢包渣中$Al_2O_3$成平衡时［Al］的计算值。

可见，［Al］（钢包渣平衡）低于［Al］（$a_{Al_2O_3}=1$）。

从表2可见，当钢包渣中$\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}=1.17$时，可将［O］降低到0.0003%。这时能与之共存的钢水中的［Al］仅为0.008%。或者说，这时［O］不受控于［Al］（$a_{Al_2O_3}=1$），而受控于$\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}$。如果此时［Al］>0.008%，则多出的［Al］在后期将被氧化成$Al_2O_3$，对钢的洁净度和可浇性（堵水口）都有害。所以在生产硅镇静钢时，要严格控制进入钢水中的铝。

当［Si］=0.16%或［Si］=0.25%时，用硅脱氧时，为了将［O］控制在0.0008%以下，该厂选定的钢包渣成分见表3。

表3 Nucor Hertford钢厂选用的钢包渣成分

| ［Si］/% | 成分/% | | | | $\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| | CaO | MgO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | |
| 0.16 | 53~55 | 8~10 | <17~18 | >18~20 | 1~1.25 |
| 0.25 | 50~52 | 8~10 | 18~20 | 18~20 | 1 |

该厂在生产这种硅镇静钢时，也加入一些CaSi。CaSi的加入量只有铝镇静钢的1/3。加入CaSi是用来处理残留在钢水中的少量$Al_2O_3$夹杂。

## 3 用硅脱氧来生产弹簧钢

（1）BHP钢厂的New Castle钢厂在1999年以前一直沿用铝脱氧来生产弹簧钢[2]，其成分见表4。

**表 4 New Castle 钢厂的弹簧钢成分** (%)

| C | Mn | Si | Cr | Al |
|---|---|---|---|---|
| 0.59 | 0.8 | 1.9 | 0.175 | 0.025 |

为了消除钢包防护套管（ladle shroud）堵塞，要将 $Al_2O_3$ 转化为 $12CaO \cdot 7Al_2O_3$。弹簧钢因为含硅高，加入的 FeSi 中含有的钙有可能足以将 $Al_2O_3$ 转化为 $12CaO \cdot 7Al_2O_3$。这种钢的疲劳寿命如何，未见报道[2]。

（2）Sidnor、Voestalpine、Saar 等钢厂，为了生产超洁净的弹簧钢，从 1997 年到 2000 年采用硅脱氧[3]。生产的弹簧钢 55SiCr6 和 55SiCrV6 的成分见表 5。

**表 5 55SiCr6 和 55SiCrV6 超洁净钢的化学成分** (%)

| 项目 | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Al | Cu | Ti | V | [O] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 最低 | 0.51 | 1.35 | 0.60 | | | 0.60 | | | | | | 0.0015 |
| 最高 | 0.58 | 1.60 | 0.80 | 0.025 | 0.020 | 0.75 | 0.15 | 0.003 | 0.06 | 0.0015 | 0~0.15 | 0.0025 |

Sidnor 钢厂的生产流程：EAF→LF→罐式装置脱气→155mm × 155mm 小方坯连铸。

Voestalpine 钢厂和 Saar 钢厂的生产流程：LD→LF→RH→270mm × 360mm 大方坯和 320mm × 240mm 大方坯。

洁净度和疲劳强度都最优的弹簧钢见表 6。

**表 6 洁净度和疲劳强度都最优的弹簧钢**

| 厂 名 | LF 造渣料 | 脱氧 | [Al]/% | [Ti]/% | $\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}$ | 备 注 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Sidnor | 硅灰石 + 沙子 | 低 AlFeSi | 0.001 | 0.001 | 0.82 | |
| Voestalpine | 硅灰石 | 低 AlFeSi | 0.0018 | 0.0016 | | 未用 RH |
| Saar | | 碳和低 AlFeSi | 0.001 | 0.001 | | 未用 RH |

未用 RH 时，在 LF 内的浮选时间要长。

为了生产超洁净和高疲劳强度的弹簧钢，出钢后要扒净渣，用硅灰石和沙子造渣，使钢包渣的 $\frac{(CaO)}{(SiO_2)} < 1$。用含铝和含钛低的 FeSi 控制 [Al] < 0.0015%，[Ti] < 0.001%，以避免生成 $Al_2O_3$ 和 TiN。$Al_2O_3$ 和 TiN 对疲劳寿命最有害[4]。采取上述措施后，残留在钢中的夹杂物主要是低熔点（小于 1400℃）、低硬度、容易变形的、很小（小于 15μm）的复合氧化物（Si-Mg-Ca-Al-O）。夹杂物的成分在 $CaO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$ 三元相图中位于硅灰石（wollastonite）-钙斜长石（anorthite）-钙（铝）黄长石（gehlenite）的交界处。塑性硅酸盐夹杂对疲劳寿命无

害[4]。疲劳寿命有时从（10～20）$\times 10^6$ 周提高到 $100 \times 10^7$ 周。

（3）J. Kevin Cotchen 等报道在生产要求动态扭转应变疲劳寿命长的阀簧钢 SAE 9254 时，钢中允许的最高[Al]=0.0030%[5]。在生产过程中要求将[Al]控制在 0.0005% 以下。因此要严格控制各种原材料中铝和 $Al_2O_3$ 的含量。[Al]受控于钢包渣中的 $Al_2O_3$ 含量。为了控制[O]和夹杂物的化学成分，按照 CaO-$SiO_2$-$Al_2O_3$ 三元相图，他们推荐钢包渣的成分见表 7。

**表 7 J. Kevin Cotchen 推荐的钢包渣成分** （%）

| 项 目 | CaO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ |
|---|---|---|---|
| 钢包渣 A | 50 | 40 | 10 |
| 钢包渣 B | 50 | 50 | <1 |

## 4 用硅脱氧来生产滚珠轴承钢

神户钢厂和浦项钢厂用铝脱氧来生产滚珠轴承钢。前者[Al]=0.02%～0.04%，后者[Al]=0.02%～0.03%。

浦项钢厂的滚珠轴承钢 RH 处理后的钢包渣从传统型$\left[\frac{(CaO)}{(Al_2O_3)}=2\sim4.4\right]$优化成改进型$\left[\frac{(CaO)}{(Al_2O_3)}=1.7\sim1.8\right]$后，[O]从平均 0.0010%～0.0012% 减少到平均 0.0005%～0.0008%[6]。

Saar 钢厂从 1995 年用硅脱氧来生产滚珠轴承钢（铝的质量分数为 0.001%）。水口堵塞显著轻于原来用铝脱氧（铝的质量分数为 0.024%），在水口内没有沉积物。Saar 钢厂生产的硅脱氧滚珠轴承钢虽然[O]还高于铝脱氧钢，但宏观洁净度和显微洁净度至少与铝脱氧钢相等，滚珠寿命显著高于铝脱氧钢[7]。

## 5 用硅脱氧来生产 304 不锈钢[8,9]

304 不锈钢多用硅脱氧。生产超洁净的 304 不锈钢时有时也用铝脱氧，认为用铝脱氧可以使[O]低于用硅脱氧。但这一认识只是从脱氧来考察，未涉及钢包渣对[O]的影响。304 不锈钢用铝脱氧时，容易生成 $Al_2O_3$ 和 $MgO \cdot Al_2O_3$，二者都容易使水口堵塞。$MgO \cdot Al_2O_3$ 还会在 304 不锈钢带材上产生条片（Sliver）。

304 不锈钢用硅脱氧可以避免生成 $Al_2O_3$，但能否避免生成 $MgO \cdot Al_2O_3$，K. Mizuno 等对此进行了研究。他们得出 $MgO \cdot Al_2O_3$ 是否生成与 FeSi 的成分有关，见表 8。

**表 8 FeSi 含铝量和含钙量对水口是否堵塞的影响**

| 类 型 | $w_B$/% | | | 水口是否堵塞（由于生成 $MgO \cdot Al_2O_3$） |
|---|---|---|---|---|
| | Si | Al | Ca | |
| 1 | 74.9 | 0.02 | <0.01 | 不堵塞 |
| 2 | 76 | 0.09 | <0.01 | 堵 塞 |
| | 75.4 | 0.44 | <0.01 | |
| | 74.9 | 1.03 | <0.01 | |
| | 75.4 | 1.35 | <0.01 | |
| | 76 | 2.91 | <0.01 | |
| 3 | 76.1 | 1.71 | 0.07 | 不堵塞 |
| | 76.1 | 1.7 | 0.4 | |
| | 76 | 1.42 | 0.84 | |
| | 76.2 | 3.31 | 0.12 | |
| | 76.4 | 3.49 | 0.43 | |
| | 74.5 | 2.94 | 0.9 | |
| | 75.9 | 3 | 1.75 | |
| 4 | 74.4 | 0.21 | 1.70 | 不堵塞 |

## 6 用硅脱氧来生产 321 和 409 含钛不锈钢[10]

南非 Columbus 不锈钢厂生产的 321 和 409 含钛不锈钢大多数用硅来脱氧，将［Al］控制在 0.01% 以下。如果用铝脱氧，不但 $Al_2O_3$ 本身容易使水口堵塞，而且在有 $Al_2O_3$ 存在时，还容易诱发 TiN 析出，使水口堵塞更加严重。用硅脱氧时，通过优化钢包渣成分，可以提高钛的回收和减少 $TiO_x$ 形成并防止 $TiO_2$［当（$TiO_2$）<15% 时］在钢包渣中析出。

409 和 321 含钛不锈钢的化学成分见表 9。

**表 9 409 和 321 含钛不锈钢的化学成分** （%）

| 钢号 | C | S | Mn | Si | Ti | Cr | Ni | Al | N | ［O］ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 409 | 0.010 | 0.001 | 0.496 | 0.606 | 0.227 | 11.63 | 0.21 | 0.006 | 0.009 | 0.005 |
| 321 | 0.042 | 0.002 | 1.21 | 0.59 | 0.36 | 17.01 | 9.09 | 0.007 | 0.010 | 0.005 |

选用的钢包渣成分见表 10。

**表 10 选用的钢包渣成分**

| CaO/% | $Al_2O_3$/% | MgO/% | $SiO_2$/% | $CaF_2$/% | 熔点/℃ | $a_{SiO_2}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 48 ~ 55 | 20 ~ 21 | 6 ~ 6.3 | 9 ~ 20 | 0 ~ 14 | 1250 ~ 1370 | ≤0.005 |

## 7 Д. А. Дюдкцн 等推荐的用于铝脱氧钢和硅脱氧钢的钢包渣[11]

Д. А. Дюдкцн 等为了脱硫综合一些厂所用钢包渣的数据，得出铝脱氧钢和硅脱氧钢所用钢包渣的最佳成分见表 11。

**表 11 铝脱氧钢和硅脱氧钢所用钢包渣的最佳成分**

| 脱氧剂 | 成分/% | | | | | | (CaO)/($SiO_2$) = β | (β-$Al_2O_3$)/% | [Al]/% |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | CaO | $SiO_2$ | MgO | $Al_2O_3$ | FeO | MnO | | | |
| Al | 58 ~ 62 | 8 ~ 10 | 6 ~ 8 | 20 ~ 25 | < 0.5 | 0.13 ~ 0.15<br>0.16 ~ 0.20<br>(合金钢) | 6.7 | 0.25 ~ 0.35 | |
| Si | 58 ~ 62 | 15 ~ 20 | 6 ~ 8<br>( ~ 10) | 5 ~ 8 | < 0.5 | 0.13 ~ 0.15 | 2.8 ~ 4.1 | 0.51 ~ 0.56 | < 0.004 |

其中硅脱氧钢所用的钢包渣，为了得到满意的黏度，可加入少量 $CaF_2$。

摩尔达维亚冶金工厂生产的硅脱氧钢使用上述钢包渣处理钢水，在 1998 年可将 $w$（S）从 0.059% 降低到 0.015%。钢包寿命平均为 67.2 炉。

## 8 总结

（1）用硅脱氧取代铝脱氧是消除水口堵塞的有效措施，并可使［O］降低到铝脱氧钢的水平，也不会在铸坯内产生皮下气泡，更可节省钢的成本。

（2）为了优化硅脱氧钢用的钢包渣，必须挡好出钢渣，减少出钢时的下渣量，并根据钢种的不同对钢包渣的组成进行优化。

（3）必须根据钢种的不同来选用 FeSi 中钙和铝的含量。在这方面炼钢厂要与铁合金厂密切合作。

（4）用铝脱氧的钢种，对钢包渣进行优化，可以进一步降低［O］，也可能减少水口堵塞。

（5）某些硅脱氧钢的冲击性能和晶粒度能否符合要求有待考查。

（6）并非所有的铝镇静钢都可以改用硅镇静钢来生产。例如，无缝钢管钢，为了消除发纹，应当按铝镇静钢来生产，不宜按硅镇静钢来生产[13]。

## 参 考 文 献

[1] Mark Adjeisarpong, Eugene Pretorius, Helmut Oltmann. Cost and operational benefits of replacing Al with Si as the kuimary deoxidant in the production of low O and S steel [C]// Electric Furnace Conference Proceedings, 2002: 441.

[2] Simpson I, Moore L, Lee M, et al. Implementation of a thermodynamic model for inclusion engineering [J]. I & SM, 2002(3):53.

[3] Bertrand C, Molinero J, Landa S, et al. Metallurgy of plastic inclusions to improve fatigue life of engineering steels [C]// 2002 Electric Furnace Conference Proceeding, 2002: 441.

[4] 阿部孝行，古谷佳之，松岡三郎. 高强度钢のギガサイクル疲劳にずは为介在物寸法と种类の重要性 [J]. 鉄と鋼,2003(6):89.

[5] Keyin J Cotchen, Dieter Tembergen, Rainer Teworte. Clean steel metallurgy [J]. AISE Steel Technology, 2003(3):40.

[6] Yoon B H, Heo K H, Kim J S, et al. Improvement of steel cleanliness by controlling slag composition [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2002(3):215.

[7] Dieter Thiery, Rainer Bettinger, Anja Krumpholz, et al. Aluminiumfreier Wälzlager-Stahl [J]. Stahl und Eisen, 1997(8):79.

[8] Todoroki H, Mizuno K. Variation of inclusion composition in 304 stainloss steel deoxidized with aluminum [J]. I & SM, 2003(3):60.

[9] Mizuno K, Todoroki H, Noda M, et al. Effects of Al and Ca in ferro-silicon alloys for deoxidation on inclusion composition in type 304 stainless steel [J]. I&SM, 2001(8):93.

[10] Robert Christopher Nunnington, Neil Sutcliffe. The steelmaking and casting of Tistakilized stainless steels [C]// 2001 Electic Furnace Proceedings, 2001: 361.

[11] Дюдкцн Д А, Грцнъерг С Е, Маринцев С Н. Оитцмизацмя состаъа рарцнцроючного шлака ковша-иечи [J]. Смаль, 2003(5):17.

[12] Takahashi D, Kamo M, Kurose Y, et al. Deep steel desulphurisation technology in ladle furnace at KSC [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2003(2):116.

[13] 卢盛意. 无缝钢管的发纹问题 [J]. 太钢科技, 1996(4):30.

# 无缝钢管的发纹问题

**摘　要：**就钢中铝含量和硅含量、钢锭大小和锭型对无缝钢管发纹的影响进行了阐述。无缝管坯钢的大型硅酸盐夹杂是形成发纹的主要原因，应将铝含量控制在0.01%～0.04%，将硅含量控制在下限或降低到0.1%，浇注时应防止钢液被二次氧化。

**关键词：**无缝钢管；发纹

## 1　引言

对无缝钢管的主要要求，是在无缝钢管的外表面和内表面不得有外折和内折。无缝钢管的外表面质量和内表面质量，与钢锭的表面质量和锭芯部位的质量之间有密切关系。所以，在生产无缝钢管时，对钢锭的表面质量和锭芯部位的质量要有严格的要求[1]。

## 2　钢中铝含量的影响

镇静钢按照含铝量的高低分为铝镇静钢（或铝硅镇静钢）和硅镇静钢。酸溶铝含量大于0.01%时为铝镇静钢。酸溶铝含量小于0.01%时为硅镇静钢。无缝钢管应当按铝镇静钢来生产，不应当按硅镇静钢来生产。

酸溶铝大于0.01%时，可以使钢中的总氧量减少，使钢中的大型氧化物夹杂含量减少[2]，还可以使夹杂物的形态从硅酸盐（A系）转化为$Al_2O_3$（B系），见图1[1]、图2[3]、图3[1]。

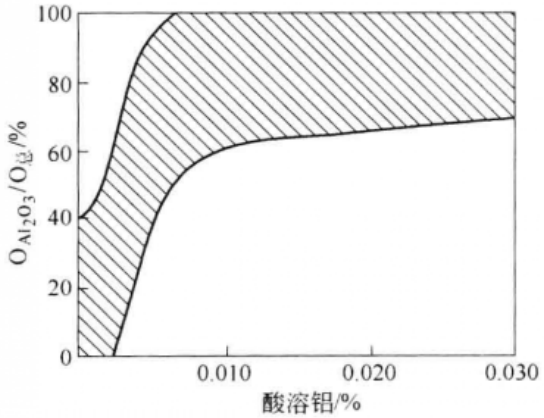



图1　$Al_2O_3$中的氧与总氧量之比与酸溶铝含量的关系

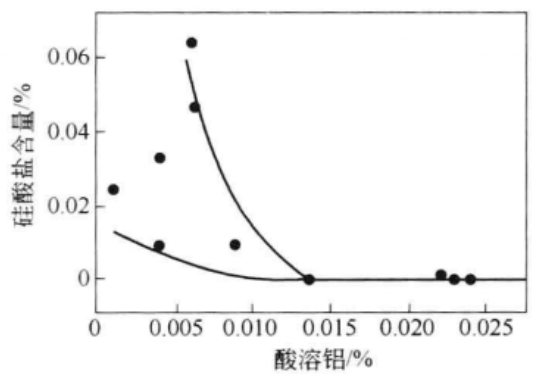



图2　铝硅镇静钢中硅酸盐含量与酸溶铝含量的关系

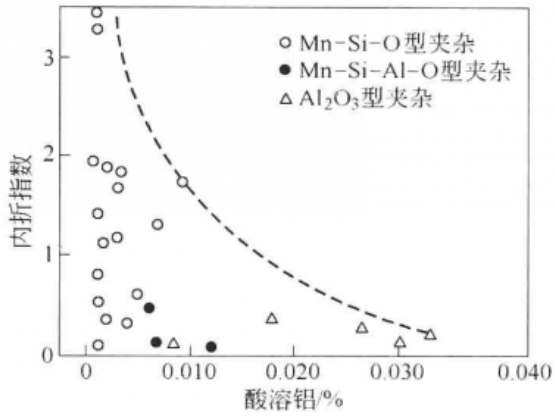



图3 无缝钢管的内折指数与酸溶铝含量的关系

从图1可见，酸溶铝大于0.01%时，脱氧产物几乎完全由 $Al_2O_3$ 所组成。从图2可见，酸溶铝大于0.01%时，硅酸盐几乎完全被阻止生成。从图3可见，酸溶铝大于0.01%时，Mn-Si-O 型夹杂转化为 $Al_2O_3$ 型夹杂，与此同时，钢管的内折急剧减少。可见，内折与夹杂物形态有密切关系，对于无缝钢管来说，硅酸盐是有害夹杂。

住友金属工业和歌山制铁所在100t平炉内，用三种冶炼方案浇注成9t钢锭来生产无缝钢管，见表1[4]。

**表1 碱度和加铝量**

| 方 案 | 碱 度 | 加铝量/g·t$^{-1}$ |
|---|---|---|
| A | 4~5 | 450或500 |
| B | 3~4 | 450或500 |
| C | 3~4 | 450~670（随［C］和［Mn］而异） |

方案C的钢中总氧量（$[O]_{总}$）最低，内折也最少[4]。方案C的特点是加铝量多和碱度偏低。管坯的 $[O]_{总}$ 还与脱氧前［C］和［Mn］的含量有关。［C］和［Mn］的含量高时，$[O]_{总}$ 低[4]。$[O]_{总}$ 低时，外折也少，但二者之间的关系不如 $[O]_{总}$ 与内折的关系那样明显，这是因为外折还与钢锭的浇注条件和轧制条件有关。但无论是钢管的内折和外折都没有发现与 $Al_2O_3$ 的含量有关[4]。

顿聂茨克冶金工厂为了提高无缝钢管坯的质量，将酸溶铝的含量从0.015%以下提高到0.015%以上。为此中碳钢和低碳钢的加铝量分别为0.8kg/t和1~1.2kg/t[5]。为了提高钻孔用钢管的塑性和耐寒性将酸溶铝控制在不小于0.02%，用合成渣将硫脱到0.015%以下，并加入钙不小于0.03%[5]。

罗恩德奥克（Roundoak）钢厂生产用于作无缝钢管的连铸大方坯355mm×

317mm，将酸溶铝含量控制在0.01% ~ 0.04%，生成的夹杂物是$Al_2O_3$[6]。

安阳钢铁公司第一炼钢厂采用电弧炉生产的无缝钢管的正品率过去长期徘徊在40%，这是因为他们长期按硅镇静钢来进行生产，$[O]_{总}$平均高达108 × $10^{-6}$。将加铝量提高到1.2kg/t后，$[O]_{总}$降低，正品率大幅度提高。

## 3 钢中硅含量的影响

硅含量的高低对管坯钢裂纹有明显影响。SAE（美国汽车工程师协会）为了检验1015-20钢的硅含量对裂纹的影响，将硅含量分为两类，结果见表2[7]。

**表2 硅含量高低对管坯钢裂纹的影响**

| $w$(Si)/% | 吨 数 | 相对报废/% |
|---|---|---|
| 0.15 ~ 0.25 | 10万 | 100 |
| 最高0.10 | 20万 | 60 |

阿莉奎帕（Aliquippa）钢厂在生产普通B级无缝钢管用钢时禁止用硅脱氧，只用铝脱氧。无缝钢（seamless heats）还要优先脱模、均热和开坯，以减少钢锭表面上细小裂纹的扩展[8]。

南京钢厂对20钢管坯表面的发纹问题进行了探讨[9]。他们将管坯表面上的纵向裂纹分为三类：深口、折叠和发纹。他们认为深口是由皮下气泡和非金属夹杂产生的，主要是冶炼因素造成钢质不良。折叠主要与轧制条件有关。在低倍试片上大量出现的发纹与脱氧制度有关。为了验证发纹与脱氧制度的关系，他们选用了三种脱氧制度：（1）硅镇静，该厂称之为Si20。（2）铝镇静，该厂称之为Al20。（3）低硅的铝镇静（加铝量2kg/t），该厂称之为20Al。按Si20来生产时，发纹严重，按Al20或20Al来生产时，发纹明显减少或几乎不出现。可见，无缝管坯钢按铝镇静钢来生产并同时减少含硅量对减少发纹有明显效果。

在太原钢铁公司第一炼钢厂（100t平炉）曾将4炉8罐无缝钢的含硅量调整在0.21% ~0.30%（原计划将含硅量降低到0.17% ~0.12%以考察减少含硅量的效果，但由于两罐钢水量的波动等原因未能实现），将含铝量控制在0.021% ~0.040%。结果得出，当含铝量在0.03%，含硅量在下限时，钢坯的表面质量较好[10]。另外还取了三类钢的试样用来考察含硅量对表面发纹的影响。第一类为铆螺钢（含硅0.02%，含铝0.07%）；第二类为含硅较低的20钢（含硅0.22%，含铝0.03%）；第三类为含硅较高的20钢（含硅0.37%，含铝0.018%）。对这三类钢的试样在试验室条件下做了固体氧化试验。加热温度从

1200℃、1250℃到1300℃，加热时间从30min到240min。试验结果确认，第三类含硅较高的20号钢在加热过程中形成与南京钢厂Si20相似的向内延伸的夹杂物，可以认为这是20号钢发纹的成因[10]。

此外下述一些钢种，因为含硅量低，对改善钢的表面质量有明显效果：

（1）连铸沸腾钢代用钢（rimming Steel substitute）的化学成分为[11]：

| C | Si | Mn | Al |
|---|---|---|---|
| 0.06%最高 | 0.05%～0.10% | 0.30%～0.50% | 0.005%最高 |

（2）连铸准沸腾钢（pseudo rimmed steel）的化学成分为：

| C | Si | Mn | P | S | Al |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.04% | 0.01% | 0.25% | 0.015% | 0.014% | 0.006% |

准沸腾钢要用RH-OB来生产。

（3）深冲用铝镇静钢的化学成分为：

| C | Si | Mn | P | S | Al | N |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.06%～0.09% | — | 0.20%～0.35% | ≤0.020% | ≤0.020% | 0.020%～0.040% | ≤0.003% |

（4）模铸沸腾钢对钢中硅含量有严格限制[12]。

ASTM（美国材料试验学会）管材的技术标准对硅含量多不作规定[13]。我国现行技术标准规定的硅含量为0.17%～0.37%，从20世纪50年代一直沿用。笔者认为，在我国现有生产条件下可否将硅含量的下限控制在0.1%。硅含量再降低将极大地降低铝的吸收率及铝吸收率的稳定性[14]。

## 4 钢锭大小和锭型的影响

小锭外折的出现率高，大锭内折的出现率高。小锭和大锭的分界线和特点可参见有关文献[15]。为了研究钢锭大小与发纹的关系，上钢一厂曾在2号平炉试验了3炉12支20in锭，浇后轧成$\phi$75mm及$\phi$90mm圆坯，并与同炉的11in锭轧成的圆坯进行了对比。结果表明，用20in锭轧成的圆坯及钢管不仅表面好，而且内部也致密[16]。根据阿莉奎帕钢厂的生产经验，用上大下小锭型生产出的无缝钢钢锭的表面质量优于用上小下大锭型[8]。

## 5 发纹的形成过程

如前所述，管坯中发纹的形成与硅镇静钢钢锭在加热过程中析出的细小氧化物向内延伸有关。

竹之内朋夫曾用人工合成的约100μm的大型氧化物夹杂来模拟加热过程中铁基体的内部氧化过程[17]，见表3。

表3 铁基体的内部氧化过程

| 序号 | 合成的大型氧化物的成分/% | | | 铁基合金的成分/% | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | FeO | MnO | $SiO_2$ | C | Mn | Si |
| ① | 32.1 | 9.6 | 34.4 | 0 | 18.6 | 0 |
| ② | 32.1 | 9.6 | 34.4 | 0.3 | 0 | 0 |
| ③ | $CaO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$（不含 FeO） | | | 0 | 5 | 0 |

①基体中的锰将合成氧化物中的 $SiO_2$ 还原成硅，还原出的硅与基体中的氧结合成细小的 $SiO_2$ 颗粒从基体中析出。

②基体中的碳将合成氧化物中的 $SiO_2$ 和 MnO 还原成硅和锰，还原出的硅和锰与基体中的氧结合成细小的硅酸盐和 $SiO_2$ 颗粒从基体中析出。

③基体中的锰不能将高熔点的 $CaO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$ 合成氧化物还原，因而没有细小的氧化物从基体析出并向内延伸。

在①和②的情况形成从表面向内扩展的发纹，在③的情况不形成发纹。

## 6 结论

无缝管坯钢的大型硅酸盐夹杂是形成发纹的主要原因。为了防止大型硅酸盐生成，应将铝含量控制在 0.01% ~0.04%，将硅含量控制在下限，或降低到 0.1%，在浇注时应防止钢流被二次氧化。产品如果要热镀锌时，要将硅控制在 0.15% ~0.25%[18]。

## 参 考 文 献


[1] 王本茂，等. 鉄と鋼，1976(13):1617.

[2] 森久，等. 鉄と鋼，1970(14):1824.

[3] 田阪興，等. 鉄と鋼，1977(8):1260.

[4] 南椋正雄，等. 鉄と鋼，1961(10):1381.

[5] Дюдкцн，Д А Цдр. 钢，1986(5):25.

[6] Burden M H，et al. Solidfication and casting of metal [M]. London：The Metals Society，1979：279.

[7] Pearson O. Open Hearth Proc.，1945：368.

[8] Huber R A，et al. Open Hearth Proc.，1971：101.

[9] 南京钢铁厂研究所物理室，常州钢铁厂技术科. 20 钢管坯表面发裂敏感性的探讨.

[10] 黎传红. 北京科技大学硕士学位论文，1988.

[11] Knights R A，et al. Ironmak. Steelmak.，1986，13(1):32.

[12] 卢盛意. 钢锭质量 [M]. 北京：冶金工业出版社，1990.

[13] ASTM Specifications for steel piping materials prepared by ASTM Committee A—1 on steel pipe

tubes, castings, forgings, bolting Eighteenth Edition 10, 1961.

[14] Robert V. Branion, Steelmak., Proc., 1986: 95.

[15] 卢盛意. 钢铁, 1992(10):25~30.

[16] 上海第一钢铁厂. 钢铁, 1964(5):44.

[17] 竹之内朋夫, 等. 鉄と鋼, 1971(2):287.

[18] Dengler J M, Gunter Hartmann, Jokob H W, et al. Einlluβ der Stahlbegleit elemente and die Vergieβbarkeit und das uniformrerhalton von beam blanks [J]. Stahl und Eisen, 2000(3):81.

# 铝含量对钢质量的影响

**摘　要**：讨论了一些钢种用硅脱氧和用铝脱氧对钢质量的影响，以及用铝脱氧时，铝含量的高低对钢质量的影响。

**关键词**：钢质量；硅、铝脱氧；铝含量

## 1　含钒微合金高强度钢的脱氧

［Al］对含钒微合金高强度钢连铸坯表面横裂和热轧、冷轧钢带热处理后的强度有影响。

重钢在2003年开发VN钢Γ75和Γ85时在轧后钢板曾出现较为严重的横裂纹和网状裂纹[1]。连铸坯经酸洗发现振痕处有明显的横裂纹。金相分析确定在缺陷处有AlN细颗粒及质点。

Γ75钢的化学成分见表1。

**表1　Γ75钢的化学成分**　（%）

| C | Si | Mn | P | S | Mo | V | N | RE | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.10～0.18 | 0.2～0.6 | 1.2～1.7 | ≤0.025 | ≤0.02 | 0.35～0.60 | 0.03～0.10 | 0.015～0.02 | 0.10～0.20 | ≥0.01 |

该厂为了消除板坯横裂采取了多项措施，其中包括：（1）采取弱二冷，拉速为1.4m/min（板坯断面为170mm×1200mm）时，比水量为1.06L/kg以提高矫直温度；（2）控制［Al］，该厂认为合适的［Al］为0.035%。能否适当降低［Al］，这不但对减少矫直时AlN的析出及减少与之相关的横裂有好处（AlN的析出开始温度为1040℃）[2]，而且还有可能提高钢板热处理后的强度。［Al］的减少程度，要避免VN在矫直时的析出，V(C,N)的析出开始温度为900℃[3]。

Jennifer A. Garrison等对CSP含钒微合金热轧和冷轧钢带热处理后二次硬化强度的提高进行了研究[4]。他们得出：［Al］的高低对含钒钢热处理后强度的提高程度有影响。他们在研究中所用的［Al］见表2。

**表2　研究中所用含钒钢的［Al］**　（%）

| 成　分 | C | Si | Mn | Al | V | N |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 低铝钢 | 0.047 | 0.018 | 0.475 | 0.016 | 0.04 | 0.0117 |
| 高铝钢 | 0.045 | 0.022 | 0.461 | 0.047 | 0.035 | 0.0138 |

例如，[Al] 对 CSP 冷轧带钢连续退火后析出的氮化物和与之相关的二次硬化对钢的抗拉强度的提高见表 3。

**表 3 [Al] 冷轧带钢连续退火析出的氮化物和二次硬化强度的提高**

| 析出的氮化物种类和大小 | V(C,N)，4～10nm | AlN，50～60nm | 二次硬化强度的提高 |
|---|---|---|---|
| 低铝钢 | 有，细 | ～无 | 比高铝钢强度提高 66.9MPa |
| 高铝钢 | ～无 | 有，粗 | |

可见，低铝钢的强度高是由于在低铝钢中析出的是 V(C,N) 微细颗粒。铝和钒会竞相与氮结合。[Al] 高时形成粗的 AlN，[Al] 低时形成细的 V(C,N)。

## 2 含铌微合金高强度钢的脱氧

Jennifer A. Garrison 等还提出在铌微合金钢中铝和铌也会竞相与氮结合。在包晶范围内的铌微合金化钢最容易在铸坯表面上产生横裂，铌微合金化钢在 1090℃ 开始析出 Nb(C,N)[3]。在 E. T. Turkdogan 的文章中[5]报道：在连铸 HSLA 含铌钢板坯横裂的产生与钢中铝含量有关，也与是否加入钛有关。

例如：

| 钢中铝含量/% | 在初生奥氏体晶界上析出的 Nb(C,N) 颗粒大小/nm | 在初生奥氏体晶界上析出的 Nb(C,N) 颗粒间距/nm | 钢板废品 |
|---|---|---|---|
| 0.021 | 40 | 140 | 无 |
| 0.036 | 14 | 60 | 有 |

析出的颗粒越粗且间距越大，则晶界的可动性（mobility）越大，即钢的热塑性越高。可见，铝含量低时，由于析出在初生奥氏体晶界上的 Nb(C,N) 颗粒粗和间距大，所以钢板废品少。

又如，钢中加入钛可以使析出在初生奥氏体晶界上的 $NbC_{0.87}$ 颗粒粗化，因而可以消除连铸板坯横裂。钛的加入量视钢中的氮含量而异。N < 0.0045% 时，钛的加入量为 0.015% ～0.020%；N = 0.0050% ～0.0060% 时，钛的加入量为 0.020% ～0.025%，[N] 越低越好。

CSP 连铸 Nb 微合金 HSLA 钢，铌含量在 0.05% ～0.06% 的范围。由于 Nb(C,N) 析出温度高，在连铸过程中为了防止 Nb(C,N) 过早析出在铸坯表面引起横裂并因此减少以固溶状态存在的铌，在 CSP 二冷区内板坯的温度不得低于 1000～1050℃。同时，还要防止因铸机温度过高使坯壳产生凸肚。凸肚使偏析倾向增加。在离开铸机后，轧制前，在均热炉内应保持均热温度在 1100～1150℃

之间[6]。

铌微合金钢薄板坯 CSP 连铸 S550MC 和 S600MC，由于高强度的钢锰加入的多，碳也带入的多，因而[C]≤0.065%，避开包晶反应难以经常满足。[C]含量高时，坯壳容易破损，所以应当用碱性结晶器保护渣（碱度为 1.17）取代连铸 S315MC ~ S500MC 用酸性结晶器保护渣（碱度为 0.9）。碱性结晶器保护渣的凝固温度 $T_s$ 高，同时黏度低，所以使固态渣膜的厚度增加，并由于固态渣膜内形成的结晶相，所以使传热减少，所以低黏度的碱性渣对高拉速有利[6]。

包晶钢裂纹敏感性高的机理应视在包晶范围内的[C]而异。当[C]=0.1%（例如[C]=0.07% ~0.13%）附近时，铸坯的表面裂纹是由钢水凝固后 δ/γ 相变的凝固收缩引起的；当[C]=0.18%时，铸坯在凝固后形成的奥氏体晶粒粗大（直径大于 1mm），且垂直于铸坯表面（不是平行于铸坯表面），因而在奥氏体晶界上容易引起表面裂纹并向铸坯内部延伸[7]。相比之下，低碳铝镇静钢（C = 0.015% ~0.06%）产生表面裂纹的倾向小。

## 3 无缝钢管钢的脱氧

为了消除无缝钢管钢酸洗后在圆坯表面上形成的发纹，应将无缝钢管钢按铝镇静钢来生产，将铝含量控制在 0.01% ~0.04% 之间，并将硅含量控制在尽可能低的水平[8]。

发纹的形成过程为：如果钢锭按硅脱氧来生产，则生成的脱氧产物是低熔点的硅酸盐。在钢锭加热时，钢基体中的锰或[C]可将硅酸盐还原成硅。还原出的硅又与钢基体中的氧结合成微细的 $SiO_2$ 颗粒从钢基体中析出并向钢锭内部延伸，导致在轧成的圆坯上在酸洗后显示出发纹。如果钢锭按铝脱氧来生产，则生成的脱氧产物是高熔点的铝酸盐。这种脱氧产物不能被锰或[C]还原，因而不会析出微细的 $SiO_2$ 向钢锭内部延伸，所以不会形成发纹。

## 4 结论

在采用钢包炉精炼钢水后，在优化钢包精炼的基础上，有一些钢种如碳钢、弹簧钢、轴承钢、含钛不锈钢为了减少水口堵塞和改善钢的性能，可以按硅脱氧取代按铝脱氧。但并非所有的钢种都可按硅镇静钢来生产。例如，无缝钢管钢为了消除发纹，应按铝镇静钢来生产。在按铝脱氧钢的范围内，例如在钒微合金化高强度钢中，如果将[Al]控制在按铝脱氧钢的下限，则不但有利于消除连铸坯的横裂，而且还能提高钢材的强度。

## 参 考 文 献

[1] 何会琴，李碧春. 钒氮钢连铸坯质量控制 [J]. 连铸，2006(5):16 ~ 18.

[2] 赵长亮，孙彦辉，田志红，等. CSP 生产 Q235B 钢的热塑性研究 [J]. 连铸，2006(5):1 ~ 3.

[3] Tsai H T, Yin H, Lowry M, et al. Analysis on transverse corner cracks on slabs and countermeasures [C] //AIS Tech. Proceedings, Volume Ⅱ, AIST, Warrendale, PA, 2005: 201 ~ 208.

[4] Jennifer A Garrison, John G Speer, Steven W Thompson, et al. Aluminum and vanadium competition for nitrogen in thin slab processing [J]. Iron and Steel Technology, 2006(9):43 ~ 51.

[5] Turkdogan E T. Causes and effects of nitride and carbonitride precipitation during continuous casting [J]. I&SM, 1989(5):61 ~ 75.

[6] Fulvio Siciliano, Luis A Laduc Lezama, Christian Klinkenberg, Karl-Ernst Hensger. Processing of Nb-microalloyed HSLA steels in CSP Facilities[C]// 2006 International Symposium on Thin Slab Casting and Rolling, 2006: 149 ~ 154.

[7] Rian Dippenaar, Suk-chun, Szekeres E S. Strand surface cracks—The role of abnormally large prior austenite grains[C]//AIS Tech. 2006 Proceedings of the Iron & Steel Technology Conferance, volume Ⅰ, 2006: 833 ~ 843.

[8] 卢盛意. 无缝钢管的发纹问题[J]. 太钢科技，1996 (4): 30 ~ 33.

# 板坯连铸中间包挡墙的设置问题

**摘　要**：钢水进入中间包之前，在钢包炉内精炼时，若已将钢水洁净度提到相当高的程度，则中间包挡墙已不再具有继续改善钢质量的作用。

**关键词**：中间包；设置；缓冲板；上挡墙；下挡墙

在板坯连铸中间包内设置挡墙的问题，各厂都有他们各自的经验，在这方面有大量报道。大多认为设置挡墙的好处很多，诸如可以促进夹杂物上浮、降低钢中含氧量、减少水口堵塞等。报道多是正面的。

在板坯连铸中间包内设置过滤器的问题，并没有像设置挡墙那样得到推广。沃尔夫[1]认为“过滤器在板坯连铸上的试用，迄今还未得出鼓舞人心的结果。这是因为如果钢水不洁净，过滤器很容易被堵死。现在还不能预见，过滤器最终是否可行。”有关过滤器的问题，在本文中不再赘述。文中将重点讨论板坯连铸中间包挡墙的设置问题。

中间包挡墙的设计多根据水模的试验结果，并辅以数模计算。之后，要在现场考察诸如对钢中总氧量、氮含量和水口堵塞的影响。最终还要看对产品质量的影响。

近年来，关于在板坯连铸中间包内是否需要设置挡墙有不同的见解。现将这些见解摘引如下，然后再加以评述。

沃尔夫认为“上挡墙/下挡墙对去除夹杂物的作用很小。这是由于在过渡期中间包内的钢水有逆向流动（flow inversion during transients）”。钢水逆向流动是由于在过渡期内进入中间包内的钢水温度低于中间包内钢水的主体温度（tundish bulk temperature）。沃尔夫认为“中等大小没有上挡墙/下挡墙的中间包是可取的[1]”，沃尔夫还认为“板坯连铸中间包容量太大、液面太高，并不能保证钢的洁净度，尤其不能保证在开浇时和连浇更换钢包时钢的洁净度”[1]。

海斯利普等提出，“中间包流动控制装置的完整性是很重要的。流动控制装置有裂纹或破损对液体流动有很大影响。如果缓冲板安装的位置不合适，可以使从1000mm高的中间包液面一直到进入结晶器都产生涡流。而通常中间包液面高度降低到200～300mm时才产生涡流”[2,3]。

韩国光阳厂第一炼钢车间4号板坯连铸机1997年9月投产。钢包容量265t，中间包容量70t。为了便于热中间包循环使用，在中间包内不设上挡墙和下挡墙。在一炉钢的浇注末期将中间包内剩余的6t钢水/液渣倒入平台下的渣罐[4]。

苏天森在赴欧洲考察报告中说，“德国马普斯所与技术中心一项研究表明，中间包挡墙促进夹杂物上浮等作用不明显，因此，欧洲无挡墙中间包技术已在各

个钢厂推广使用”[5]。

近年来哥伦布不锈钢厂（Columbus Stainless）对该厂中间包挡墙设置问题进行了详细研究。本文将重点介绍他们的研究成果及有关认识[6]。

哥伦布不锈钢厂有一座100t EAF，两座有顶吹氧喷枪和5个底吹风眼的100t CLU转炉，一座钢包清洗站，一台立弯式板坯连铸机，板坯尺寸900～1600mm×200mm（180～250mm），生产标准300和400的钢种以及钛稳定化的钢种，中间包钢水重15t，拉速0.9～1.1m/min。

表1是从水模型测出的停留时间分布曲线得出的塞流（plug flow）、混合流（mixed flow）和死区（dead volume）的百分数。

**表1 中间包的塞流、混合流和死区的比例** （%）

| 编号 | 选 用 方 案 | 塞流 | 混合流 | 死区 |
|---|---|---|---|---|
| 1 | 不设挡墙 | 13 | 73 | 14 |
| 2 | 设防冲击的垫板 | 14 | 59 | 27 |
| 3 | 设防冲击的2号垫板缓冲板与下挡墙相距1m | 22 | 61 | 17 |
| 4 | 设防冲击的2号垫板缓冲板与下挡墙相距0.3m | 19 | 60 | 21 |
| 5 | 设缓冲板和防冲击的1号垫板 | 17 | 63 | 20 |
| 6 | 设双上挡墙和双下挡墙 | 21 | 67 | 12 |

塞流百分数越高越好。塞流百分数高有利于夹杂物上浮。混合流与短路有关。死区百分数高热损失多，可能使钢水在死区结壳。

从表1可见，有挡墙的塞流百分数高于无挡墙的塞流百分数。

表1中设置的挡墙以方案6和方案3最好。方案6死区百分数最小，塞流百分数很高。方案3塞流百分数虽稍高于6，但死区百分数却高于6。

比勒陀利亚（Pretoria）大学机械工程系用数学模型（分别按减少死区百分数，优化最小停留时间，优化缓冲板的位置和缓冲板孔的角度来进行计算）计算中间包内钢水的流动情况。其结果与从水模型测出的结果是一致的。

哥伦布不锈钢厂根据水模和数模的结果，按方案3设置中间包挡墙。按方案3设置中间包挡墙的成本低于方案6。

但按水模和数模设置的这种中间包挡墙对最终产品质量的影响如何却是难以确定的。于是该厂从钢包和中间包分别取出304和409钢种的$[O]_{总}$和[N]含量的试样进行对比，并用热力学来计算从中间包钢水温度到固相线温度夹杂物的析出量。得出的结果是在大多数情况下，钛稳定化不锈钢中间包的$[O]_{总}$和[N]含量与钢包的含量相近，与中间包是否设置挡墙无关。有时甚至从无挡墙中间包取出试样的$[O]_{总}$还低于从有挡墙中间包取出的$[O]_{总}$。

中间包内的钢水的$[O]_{总}$和[N]含量与钢包精炼条件有关，还与

CLU 转炉出钢时带入钢水中的空气量有关。该厂由于钢包精炼条件的改进（其中包括在还原期之前和之后都用纯氩搅拌，大多数钢种用硅脱氧，在精炼清洗阶段的后期不得加铝，控制 FeSi 中钙、镁、铝的含量，优化钢包顶渣，中间包覆盖剂，结晶器保护渣的成分）[7]，使得进入中间包的钢水中夹杂物含量已经很低，因而在中间包内设置的挡墙不再有提高钢水洁净度的作用。

根据热力学计算，TiN 在钢水温度接近中间包出口和在结晶器内的低温时才能析出，所以挡墙对氮的排出不起作用。析出的 TiN 使水口堵塞和在结晶器内形成结块（lumps 或 floaters）。[Al] 和 [O] 在过饱和状态下才能析出 $Al_2O_3$。所以 $Al_2O_3$ 也是在较低温度进入浸入式水口时才能析出，析出的 $Al_2O_3$ 也使水口堵塞。所以挡墙对 $Al_2O_3$ 的排出也不起作用。

按理说挡墙在开浇、更换钢包、拉速变化时，对降低 $[O]_{总}$ 可能有一些好处，但夹杂物排出多少却难以预见，这可能与钢水逆向流动有关。在无挡墙时，钢水无疑会产生短路，但短路的程度难以确定。此外，中间包内钢水中夹杂物的大小的分布也难以确定。

哥伦布不锈钢厂对 304 钢种用无挡墙中间包浇出 1000t 钢，用有挡墙中间包浇出 3000 t 钢，两者的钢质量对比见图 1、图 2。

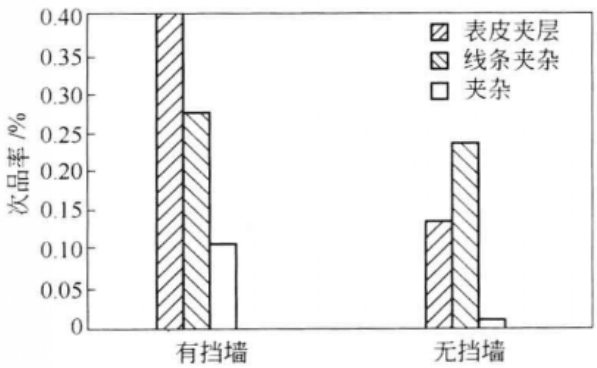



图 1 是否设挡墙对 304 钢次品产生的影响

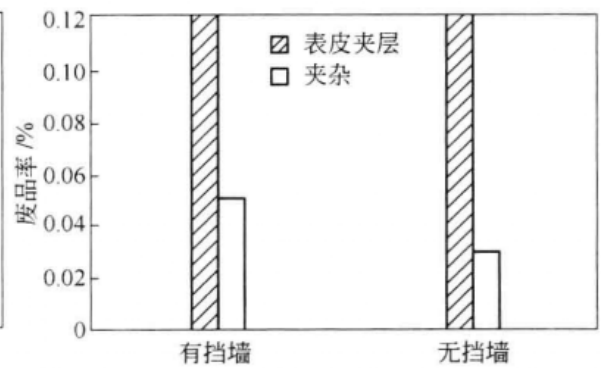



图 2 是否设挡墙对 304 钢废品产生的影响

从图 1 可见，两者的次品率和废品率没有区别。

根据上述结果，该厂从 2001 年 10 月到 2002 年 3 月的 6 个月内在生产不含钛的不锈钢时取消了中间包挡墙，对钢的质量没有不良影响。但在生产钛稳定化的不锈钢时，仍保留挡墙，因为这种钢的夹杂物含量高。

总之，在过去一些年，由于钢水进入中间包前在钢包炉内精炼时已将钢水洁净度提到相当高的程度，在此情况下，中间包挡墙已不再具有继续改善钢质量的作用。在这种情况下，除对钢水洁净度要求特别高的钢种外，可以在中间包内不设置挡墙。

## 参 考 文 献

[1] Wolf M M . Slab caster tundish configuration and operations review[C]// 79th Steelmaking Conference Proceedings. Pittsburgh, ISS, 1996: 367 ~ 381.

[2] Heaslip L J, Schahe J. Physical modeling and visualization of liquit steel flow behavior during continuous casting [J]. Iron and Steelmaker, 1999(1):33 ~ 41.

[3] Kitano Y, Take H, Ibaragi M, et al. Defect-free casting technologies and automation control process system aimed at synchronized operations of the continuous caster with a hot rolling mill [J]. Iron and Steelmaker, 1999(4):41 ~ 45.

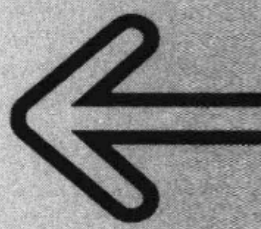
[4] Brian W Botham, Ian W Tildesley, Keith C Wakeley, et al. New high technology slab caster at Pohang Iron and Steel Company (Posco) Kwangyang Works[C]// 82th Steelmaking Conference Proceedings. Chicago, ISS, 1999: 115 ~ 126.

[5] 苏天森. 中国金属学会炼钢考察团赴欧考察报告[J]. 炼钢, 2003(5):1 ~ 3.

[6] Ackerman M J, Orban W G. A perspective of practical issues relating to tundish derelopment [J]. I&SM, 2003(4):41 ~ 45.

[7] Robert Christopher Numington, Neil Sutchffe. The steelmaking and casting of Ti stabilized stainless steels[C]// Electic Furnace Conference Proceedings. Phoenix, ISS, 2001: 361 ~ 394.

# 4 影响连铸坯质量的一些综合因素



这些综合因素包括：结晶器保护渣的润滑作用和水平传热、结晶器内钢水流动的控制、钢中氮含量的控制、电弧炉内泡沫渣的控制等。

- ☆ 结晶器保护渣的润滑作用和水平传热
- ☆ 用多模式电磁搅拌控制结晶器内的钢水流动形式
- ☆ 电弧炉（EAF）钢中氮含量的控制
- ☆ 电弧炉内泡沫渣的形成条件
- ☆ 影响高碳钢连铸小方坯中心偏析的因素

# 结晶器保护渣的润滑作用和水平传热

**摘　要**：扼要陈述了结晶器保护渣在润滑和水平传热方面所起的作用。

**关键词**：结晶器；保护渣；润滑；水平传热

## 1　引言

结晶器保护渣通常由下列成分组成：70% （$CaO + SiO_2$），0 ~ 6% MgO，2% ~6% $Al_2O_3$，2% ~ 10% （$Na_2O + K_2O$），0 ~ 10% F 以及不同含量的 $TiO_2$，$ZrO_2$，$B_2O_5$，$Li_2O$ 和 MnO。碱度（$CaO/SiO_2$）在 0.7 ~ 1.3 之间。炭粒由焦粉、炭黑、石墨组成，加入量 2% ~20%，用以控制熔化速度。

保护渣的熔化过程见图 1[1]。

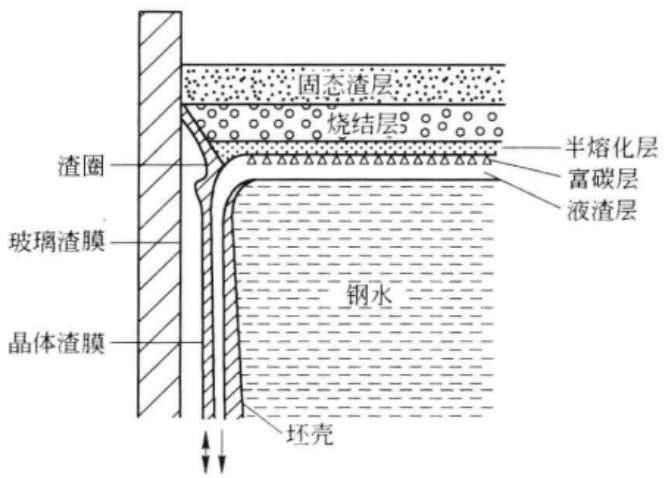



图 1　保护渣的熔化过程

从图 1 可见，保护渣在熔化时由五层组成。

在结晶器与坯壳之间的渣膜由固态渣膜（玻璃渣膜和晶体渣膜）和液态渣膜组成。传统板坯固态渣膜的厚度大约为 2mm，液态渣膜的厚度大约为 0.1mm。或传统板坯渣膜总厚度为 1.5 ~ 2.5mm[8]。薄板坯渣膜总厚度不小于 400μm，其中液渣膜厚度不小于 40μm[8]。板坯厚 90mm，C = 0.09% ~ 0.12%，$v_c$ = 5m/min，渣膜总厚度 0.8 ~ 1.6mm[10]。固态渣膜调节传热，液态渣膜调节润滑。

结晶器保护渣有五个功能[2]：

（1）防止钢水面被氧化；（2）绝热，防止钢水冻结；（3）吸收从钢水中浮

出的夹杂物；（4）润滑铸坯；（5）调节从坯壳传往结晶器的热流。

## 2 液渣膜的润滑作用[1,3]

Manfred Wolf 在 1982 年提出保护渣的黏度 $\eta$ 与拉速 $v_c$ 的最佳搭配为 $\eta_{1300}v_c^2 = 0.3 \sim 0.7\text{dPa}\cdot\text{s}\cdot(\text{m/min})^2$。在此搭配时，坯壳与结晶器之间的摩擦力和水平传热都最小。

Ogibayashi 等在 1987 年提出 $\eta_{1300}$ 与 $v_c$ 的最佳搭配为 $\eta_{1300}v_c = 0.1 \sim 0.3\text{Pa}\cdot\text{s}\cdot(\text{m/min})$。在此搭配时，水平传热和润滑的波动都最小。润滑波动最小即坯壳与结晶器之间液渣的流入量波动最小。

此后，Mills 等用世界上 30 多家钢厂的相关数据对所用 $\eta_{1300}$ 和 $v_c$ 的搭配进行了检验。结果表明，除小方坯外这些钢厂 $\eta_{1300}$ 和 $v_c$ 的搭配都在 Wolf 和 Ogibayashi 等提出的范围之内。

Wolf 在 1994 年提出用保护渣耗量 $Q_t$（kg/t）来衡量保护渣的成本，用 $Q_s$（$\text{kg/m}^2$）来衡量液渣的润滑作用。

$Q_s$ 与 $Q_t$ 之间的关系为：

$$Q_s = 7.6Q_t/R$$

式中，7.6 为钢的密度，$\text{t/m}^3$；$R$ 为 $\dfrac{\text{结晶器的表面积}}{\text{结晶器的体积}} = \dfrac{2(w+t)}{wt}$；$w$ 和 $t$ 为结晶器的宽度和厚度。

可见，$R$ 越大，$Q_s$ 就越小。传统板坯的 $R<10$，大方坯的 $R=15$，小方坯的 $R>20$，薄板坯的 $R>30$。

Wolf 随后将上述 $\eta$ 与 $v_c$ 的最佳搭配转化为 $Q_s$ 方程：

Wolf：　　$Q_s = 0.7/\eta v_c^2$

Ogibayashi：　　$Q_s = 0.6/\eta v_c$

Ogibayashi 等指出摩擦力随距铸坯角部距离的增加而增加。所以铸坯对润滑的要求按下列次序递减：板坯、大方坯、小方坯、薄板坯。

$Q_s$ 与液渣膜厚度 $d_l$ 的关系为：

$$Q_s = d_l\rho$$

式中，$\rho$ 为液渣密度，$\rho = 2600\text{kg/m}^3$。

$d_l$ 与摩擦力 $F$ 的关系为：

$$F = A\eta(v_c - v_m)/d_l$$

式中，$A$ 为结晶器的面积；$v_m$ 为结晶器的运行速度。

许多传统板坯的表面缺陷都与 $Q_s$ 不在最佳范围有关，如纵裂、黏结漏钢、振痕深、横向角裂、偏离角裂、凹陷形成。

韩国光阳钢厂推荐低碳铝镇静钢（C=0.015%～0.06%）传统板坯当 $v_c$=1.0～1.6m/min 时，最佳液渣层厚度为10～15mm，最佳 $Q_s$ 为0.3～0.5kg/m$^2$[4]。液渣层厚度应大于振程。

海勒萨（Hylsa）钢厂的薄板坯的 $Q_s$=0.070～0.095kg/m$^2$[5]。低碳钢薄板坯的液渣层厚度应大于5mm[6]。

| $v_c$/m·min$^{-1}$ | $Q_s$/kg·m$^{-2}$[12] |
|---|---|
| 4 | 0.120 |
| 12 | 0.040 |

小方坯 $Q_s$ 的测定值低于用上述式子的计算值。这是因为小方坯连铸为了防止裹渣所用玻璃质液渣膜的黏度很高，而对润滑的要求不高，即 $Q_s$ 可以低一些。

含钛不锈钢连铸板坯实测出的 $Q_s$ 也很低。这是因为这种钢在浇注过程中在液渣中有TiN析出（TiN在液渣中的溶解度只有0.5%左右）。析出的TiN阻止液渣流入结晶器与坯壳之间的空隙。为了减少TiN的析出，希望将这种钢的含氮量尽可能控制得低一些或将TiN转化为 $TiO_2$。$TiO_2$ 在含钛不锈钢液渣中的溶解度约为10%。

影响 $Q_s$ 的因素有：$\eta$，$v_c$，$f$，$s$，$T_s$，$R$。其中，$f$：振频；$s$：振程；$T_s$：保护渣的凝固温度。

在下列条件下 $Q_s$ 增加：$\eta$ 降低时，$v_c$ 降低时，$f$ 降低时，$s$ 升高时，$T_s$ 降低时，$R$ 降低时。反之，$Q_s$ 减少。

$v_c$ 对 $d_1$（即对 $Q_s$）的影响见图2。

$T_s$ 对 $d_1$ 的影响见图3。

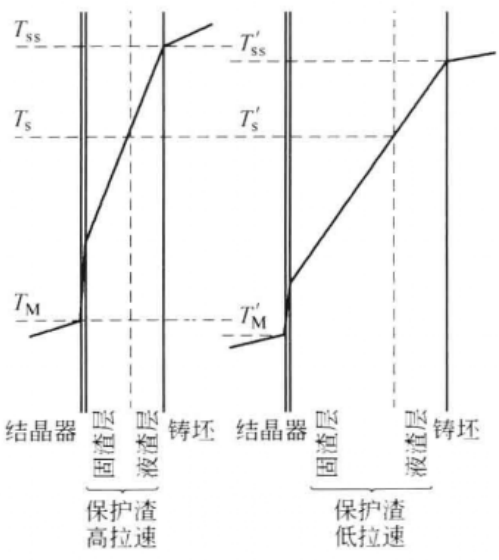



图2 $v_c$ 对结晶器与铸坯之间渣层厚度的影响

$T_{ss}$，$T'_{ss}$—铸坯表面温度1200～1500℃；

$T_s$，$T'_s$—保护渣凝固温度约1000℃；

$T_M$，$T'_M$—结晶器热面温度200～400℃

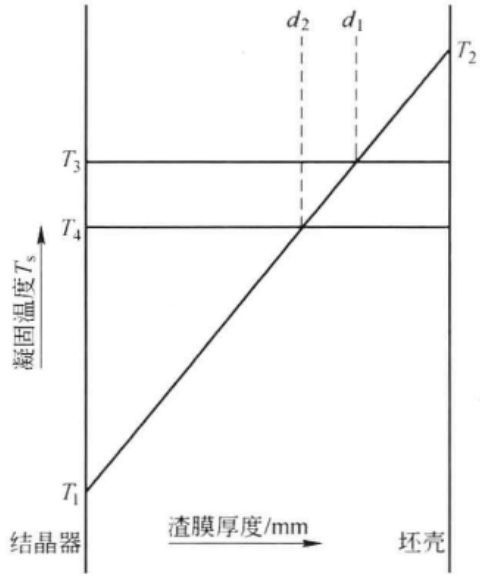



图3 凝固温度对液渣膜厚度的影响

$T_s$ 是液渣在冷却时开始凝固（或结晶）的温度。$T_s > 600℃$。$T_s$ 用 DTA/DSC 或热电偶来测定。Kim 等报道 $T_s$ 可用下式来计算

$$T_s = 1242℃ - 1.4x(Al_2O_3) - 2.1x(MgO) - 4.5x(Na_2O + K_2O) - 8.5x(CaF_2) - 15.3x(B_2O_3)$$

式中，$x$ 为摩尔分数。

$T_{br}$（弯折点温度）是在某一温度以下液渣黏度急剧上升时的温度，见图 4a。

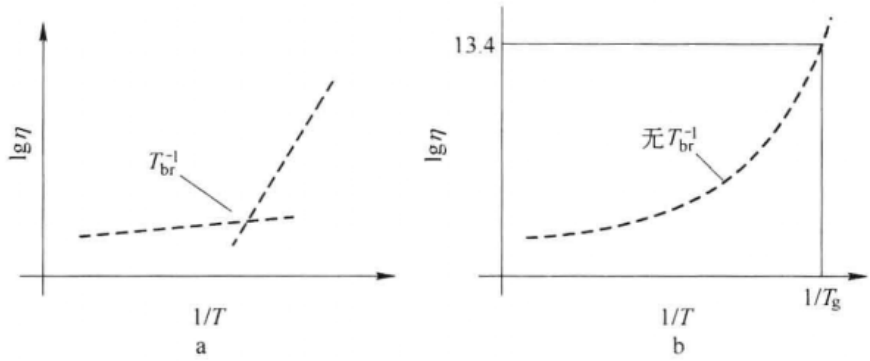



图 4 液渣 $\eta$ 与 $T_{br}$ 有无的关系

a—适用于通用的保护渣，显示 $T_{br}$；b—适用于高黏度玻璃质小方坯用的保护渣，不显示 $T_{br}$

即在此温度以下时润滑作用开始消失。K. C. Mills 认为在结晶器/铸坯内液渣的行为与用黏度计测定出的液渣的行为相似。他认为最好用 $T_{br}$ 取代 $T_s$。$T_{br}$ 和 $T_s$ 的测定值有时很相近，有时相差 70℃。$T_{br}$（也可能 $T_s$）随冷却速度的增加而降低。$T_{br}$ 通常是在冷却速度 -10℃/min 时进行测定。在此冷却速度时，$T_{br}$ 可用下式计算

$$T_{br} - 1120℃ = -8.43\%Al_2O_3 - 3.3\%SiO_2 + 8.65\%CaO - 13.86\%MgO - 18.4\%Fe_2O_3 - 3.2\%MnO + 2.2\%K_2O - 3.2\%Na_2O - 6.47\%F$$

误差为 ±20℃。

在结晶器内的冷却速度大约为 -10℃/s，所以在结晶器内的 $T_{br}$ 比上式所计算的 $T_{br}$ 低得多。

高黏度玻璃体液渣膜（通常用于小方坯连铸）不显示 $T_{br}$，而是在温度下降时从液渣成为超冷的液渣，直到温度下降到 $1/T_g$（图 4b）才从玻璃体转化为结晶体。$1/T_g$ 通常在 600℃左右。过冷的液渣可随小方坯坯壳一起流动，虽然黏度很高，$Q_s$ 很小，但也有一些润滑作用。

## 3 渣膜的水平传热

调节水平传热对避免纵裂和黏结漏钢是必须的。

影响水平传热的因素有：固态渣膜的厚度、固态渣膜中晶体所占的比例，$T_s$（或 $T_{br}$）的高低。

保护渣的碱度和组成对结晶渣膜占渣膜的比例的影响见图 5 和图 6[7]。

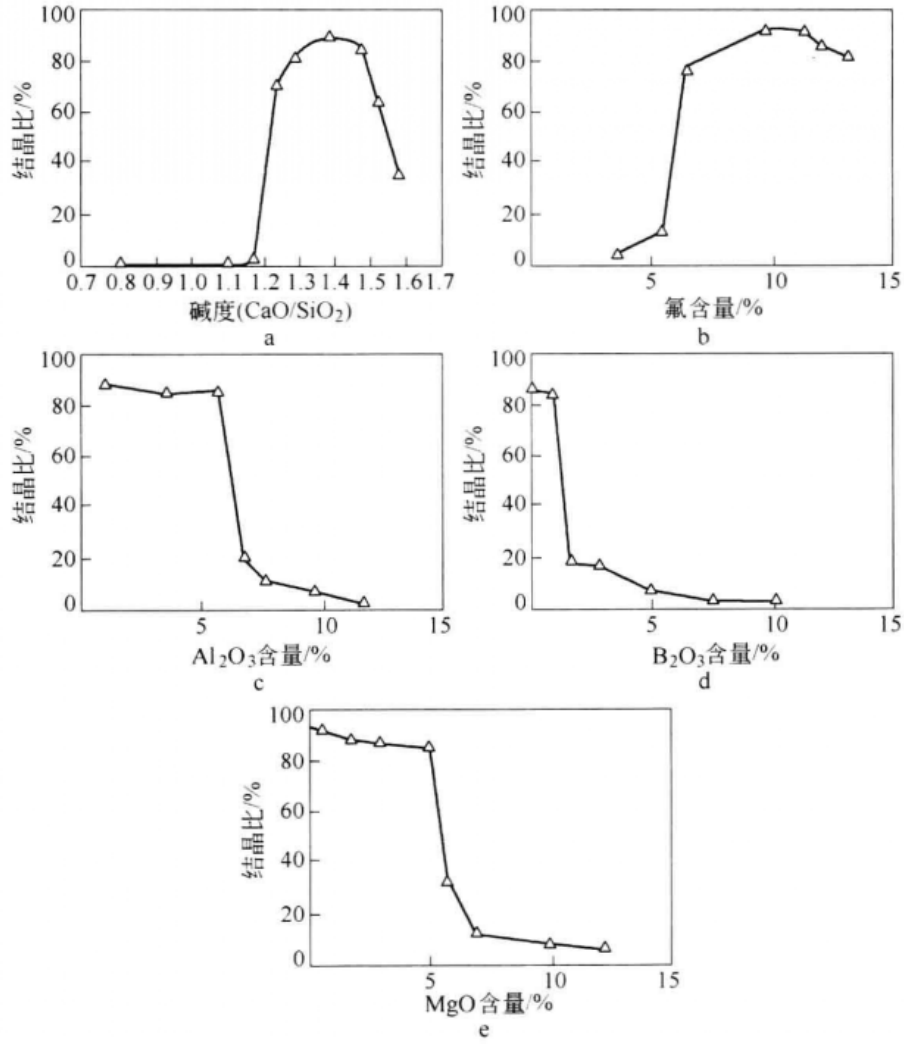



图 5　结晶器保护渣的碱度和组成对结晶器渣膜结晶比的影响

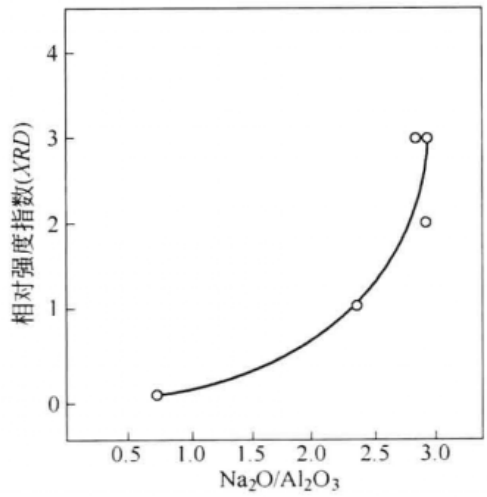



图 6　$Na_2O/Al_2O_3$ 对霞石结晶的影响

$T_{br}$对润滑（亦即对 $Q_s$）有影响，也对水平传热有影响。$T_{br}$高时使固态渣膜厚度增加，使液态渣膜厚度减少。

也有人认为水平热流决定于结晶器保护渣的液相线温度 $T_{液}$ 或固相线温度 $T_{固}$，见图 7（或决定于 $T_{br}$）。

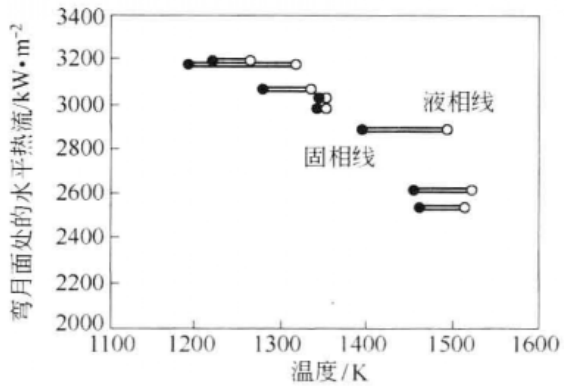



图 7 液相线温度或固相线温度对弯月面处水平热流的影响

从图 7 可见，$T_{液}$ 或 $T_{固}$ 越低，弯月面处的水平传热就越多，或者 $T_{br}$越低，水平传热就越多。$T_{液}$ 是保护渣在加热时开始熔化的温度。$T_{液}$ 用 DTA/DSC 或用 $Leit_2$ 显微镜来测定。$T_{液}$ 决定液渣层与半熔化层的界面温度。

$$T_{液}(℃) = 1191 + 11.4\%\,SiO_2 - 11.0\%\,CaO + 4.2\%\,Al_2O_3 + 5.7\%\,MgO - 10.1\%\,Na_2O - 15.8\%\,K_2O + 1.9\%\,F + 8.3\%\,Fe_2O_3 + 11.6\%\,MnO$$

误差为 ±35℃。

结晶器与坯壳之间的界面上的热阻随固态渣膜厚度的增加而增加，更随固态渣膜中晶体相厚度的增加而增加。固态渣膜中的玻璃相转化为晶体相时，密度增加，即结晶体的密度大于玻璃体的密度，因而在结晶器与坯壳之间的界面上形成空隙，使界面上的热阻增加。

各钢种对润滑和水平传热的要求可用 Mills 等提出的 $\eta$、$T_{br}$和 $v_c$ 之间的关系来表示，见图 8。

从图 8 可见，包晶钢（C = 0.06% ~ 0.13% 时）的 $T_{br} = 1157℃ + 60.0\ln\eta$。包晶钢的 $T_{br}$高，使水平传热减少，使坯壳薄和厚度均匀，因而可以消除包晶钢板坯在冷却过程中由 δ 相转化为 γ 相时 4% 的收缩所引起的板坯纵裂。高碳钢（C > 0.4% 时）的 $T_{br} = 1051℃ + 76.4\ln\eta$。高碳钢的 $T_{br}$低使水平传热增加，使坯壳厚度增加，因而可以消除黏结漏钢。对于 C% 介于包晶钢和高碳钢之间的钢种，$T_{br} = 1103℃ + 68.5\ln\eta$。

从图 8 还可见，薄板坯所用保护渣的 $T_{br}$比传统板坯、小方坯和大方坯所用的 $T_{br}$高出约 100℃，这说明薄板坯在浇注时不但对润滑要求低，对水平传热也要

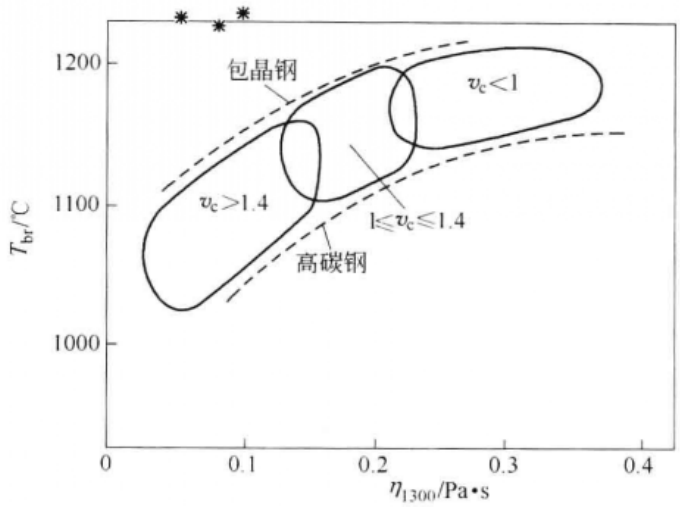



图 8 $\eta$、$T_{br}$与 $v_c$ 之间的关系

（* 为薄板坯所用保护渣的 $T_{br}$）

求低。这是因为薄板坯的 $v_c$ 高，因而结晶器水平传热也高[9]。

| | 薄板坯 | 传统板坯 |
|---|---|---|
| $v_c$/m · min$^{-1}$ | 6 | 2 |
| 结晶器热流/MW · m$^{-2}$ | 2.5 | 1 |

保护渣的成分（增量时）对 $\eta$、$T_{br}$、$T_s$、$\sigma$（表面张力）和结晶倾向的影响见表 1。

**表 1 保护渣的成分对 $\eta$、$T_{br}$、$T_s$、$\sigma$、结晶倾向的影响**

| 成 分 | $\eta$ | $T_{br}$ | $T_s$ | $\sigma$ | 结晶倾向 |
|---|---|---|---|---|---|
| CaO | ↓ | ↑ | ↑ | ↑ | ↑ |
| $SiO_2$ | ↑ | ↓ | ↓ | ↓ | ↓ |
| $CaO/SiO_2$ | ↓ | ↑ | ↑ | | ↑ |
| $Al_2O_3$ | ↑ | ↓ | ↓ | ↑ | ↓ |
| MgO | ↓ | ↓ | ↑ | ↓② | ↓① |
| $Na_2O$ | ↓ | ↓ | ↓ | ↑③ | ↓① |
| $FeO_x$ | ↓ | ↓ | | ↓ | |
| $CaF_2$ | ↓ | ↓ | ↓ | | ↑ |
| MnO | ↓ | ↓ | ↓ | ↓ | ↓ |
| $B_2O_3$ | ↓ | ↓ | ↓ | | ↓ |
| $ZrO_2$ | ↑ | ↑ | ↑ | | ↑ |
| $TiO_2$ | | | | ↓ | |
| TiN | | | | ↑ | |

注：↑表示增加，↓表示减少。

①>5%时；②在 $CaO\text{-}SiO_2\text{-}CaF_2$ 渣中；③在 $CaO\text{-}Al_2O_3\text{-}SiO_2$ 渣中。

## 4 $Q_s$ 和水平传热对包晶钢振痕深度的影响

振痕的形成有两种类型：一种是钩型或溢流型（hook or overflow type），另一种是凹陷型或折叠型（Depression or folded type）。减少保护渣的垂直热流（即保护渣的绝热性能好）也能减少振痕深度。但弯月面处的水平传热对振痕深度的影响有不同的说法。Fabrio Batista Vieira 等对影响包晶钢（或称中碳钢 C = 0.12% ~0.15%）和奥氏体不锈钢振痕深度的因素进行了研究[11]。这两种钢的铸坯表面都容易形成凹陷和深的振痕。所用保护渣的特性见表 2。

**表 2 保护渣的特性**

| 保护渣 | 不锈钢 | | | 包晶钢 | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | A | B | C | D | E | F |
| $SiO_2$ | 31.13 | 29.74 | 29.2 | 31.0 | 31.38 | 31.13 |
| CaO | 35.31 | 32.95 | 33.1 | 35.0 | 35.29 | 35.31 |
| $Al_2O_3$ | 6.41 | 3.97 | 6.76 | 6.0 | 3.44 | 6.41 |
| $Na_2O$ | 7.3 | 9.20 | 7.98 | 9.0 | 6.28 | 7.3 |
| $K_2O$ | 0.5 | 0.8 | 0.19 | 0.75 | — | 0.5 |
| $Li_2O$ | 1.3 | 0.2 | — | — | — | 1.3 |
| F | 7.46 | 6.4 | 7.36 | 7.0 | 7.94 | 7.8 |
| MgO | 1.6 | 3.0 | 0.93 | 2.5 | 2.17 | 1.6 |
| $Fe_2O_3$ | 1.19 | 0.99 | 0.72 | 1.25 | 0.8 | 1.19 |
| $C_{总}$ | 4.35 | 6.33 | 4.33 | 4.0 | 5.0 | 4.35 |
| $T_s$/K | 1431 | 1451 | 1393 | 1373 | 1418 | 1431 |
| $\eta$/Pa · s | 0.084 | 0.09 | 0.10 | 0.16 | 0.135 | 0.084 |

他们得出，这 6 种保护渣虽然 $T_s$ 不同，但在弯月面处的水平热流却相近。他们认为 $T_s$ 高时使热流减少，但 $T_s$ 高时也使 $Q_s$ 减少。$Q_s$ 减少又使热流增加。亦即这 6 种保护渣振痕深度的不同与水平热流无关。他们认为保护渣 A、B、E 的振痕较浅只是因为 $T_s$ 高时 $Q_s$ 低，保护渣 C、D 的振痕较深只是因为 $T_s$ 低时 $Q_s$ 高。

## 5 小结

液渣的润滑作用可用 $Q_s$ 来衡量。影响 $Q_s$ 的因素有：$\eta$，$v_c$，$f$，$s$，$T_s$，$R$。

$Q_s$ 与 $Q_t$ 的关系为：

$$Q_s = 7.6Q_t/R$$

$Q_s$ 与 $\eta$ 和 $v_c$ 的关系可用下式来表述：

$$Q_s = 0.7/\eta v_c^2 \quad 或 \quad Q_s = 0.6/\eta v_c$$

含钛不锈钢和小方坯连铸所用保护渣不能用此式来表述。

$T_{br}$对润滑（亦即对 $Q_s$）有影响，也对在弯月面处的水平传热有影响。

各钢种所用保护渣的润滑和水平传热可用图8所示的 $\eta$、$T_{br}$和 $v_c$ 的关系来表述。

## 参 考 文 献


[1] Sridhar S, Mills K C, Mallaband S T. Powder consumption and melting rates of continuous casting fluxes[J]. Ironmaking and Steelmaking, 2002(3): 194.

[2] Mills K C, Fox A B, Normanton A. Powder consumption and heat transfer mould fluxes[C]// International Technology Conference Proceedings Ironmaking. Process Technology. Wolf Symposium, 2003: 693~701.

[3] Mills K C, Fox A B, Li Z, et al. Performance and properties of mould fluxes[J]. Ironmaking and Steelmaking, 2005(1): 26~34.

[4] Lee I R, Chai J, Shin K, et al. Optimization technology of mould powder according to casting conditions[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1988: 175.

[5] Neumann F, Neal J, Pedroza M A. Mold fluxes in high speed thin slab casting[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1996: 249.

[6] Kromhout A, Kampermann A A, Kick M, et al. Mould powder selection for thin slab casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2005(2): 127.

[7] Pinheiro C A, Samarasekera I V, Brimacombe J K. Mold flux for continuous casting of steel, Part V[J]. Iron and Steelmaker, 1995(2): 37.

[8] Kromhout J A, Melzer S, Zinngrebe E W, et al. Mould powder requirement for high-speed casting[J]. Iron & Steel Supplement, 2006, 41(1); 2006 International Symposium on Thin Slab Casting and Rolling (TSCR2006): 306~313.

[9] Mukhopadhyay B, Roychoudhury S. Past, present and future of thin slab casting & rolling[J]: 351~355.

[10] 花尾方史，川本正幸，原昌司，ほか. 亞包晶鋼スラブの高速連続鑄造用モールドフラックス[J]. 鉄と鋼，2004(1)：23~26.

[11] Fabricio Batista Uieira, Roberto Parreiras Tavares. Methodology for selection of mould fluxes for continuous casting of medium carbon and stainless steel slabs[C]// 2002 Steelmaking Conference Proceedings, 2002: 165~174.

[12] Nuredin Kapaj, Fabio Vecchiet, Milorad Powlicevic, et al. Some technological aspects of the thin slab casting process at very high speed[C]// AIS. Tech. 2006 Proceedings of the Iron and Steel Technology Conference, Cleveland, Ohio, USA, 2006, volume Ⅱ: 405~412.

# 用多模式电磁搅拌控制结晶器内的钢水流动形式

**摘 要**：传统板坯结晶器内的钢水有多种流动形式：双环流、单环流和持续不稳定流动。后两者对钢质量有害，前者对钢质量有利。用多模式电磁搅拌器（MMEMS）控制钢水流动形式。

**关键词**：多模式电磁搅拌；结晶器；流动形式

## 1 引言

传统板坯的表面缺陷与结晶器内钢水流动形式有密切关系。

## 2 结晶器内钢水流动形式

### 2.1 双环流和单环流

结晶器内钢水流动形式主要有双环流和单环流，见图 1[1,4]。

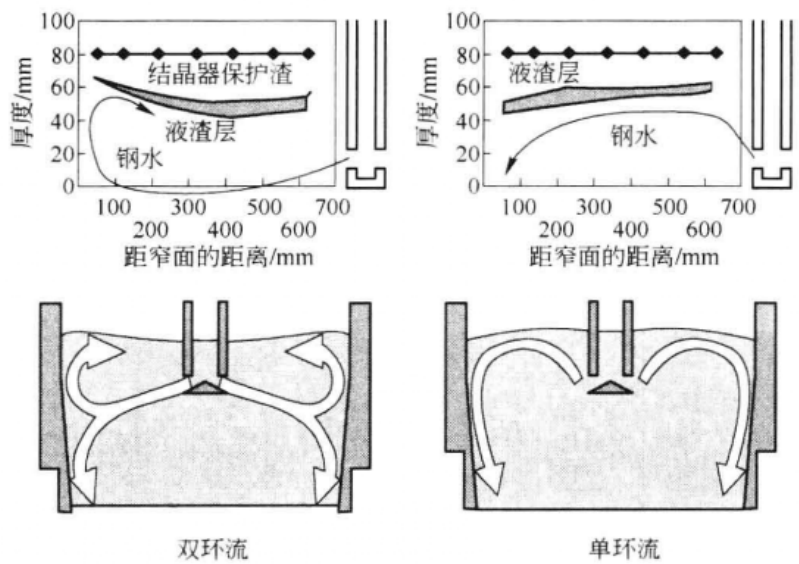



图 1 结晶器内两种钢水流动形式及流动形式对液渣层厚度分布的影响

环流形式与拉速、板坯宽度、氩气流量和浸入式水口浸入深度 4 种参数有关，它们对环流形式的影响见表 1。

**表 1 4 种参数对环流形式的影响**

| 参 数 | 拉 速 | 板坯宽度 | 氩气流量 | 水口浸入深度 |
|---|---|---|---|---|
| 单环流 | 低 | 宽 | 高 | 浅 |
| 双环流 | 高 | 窄 | 低 | 深 |

当氩气流量和水口浸入深度一定时，拉速和板坯宽度对环流形式的影响见图 2 和表 2。

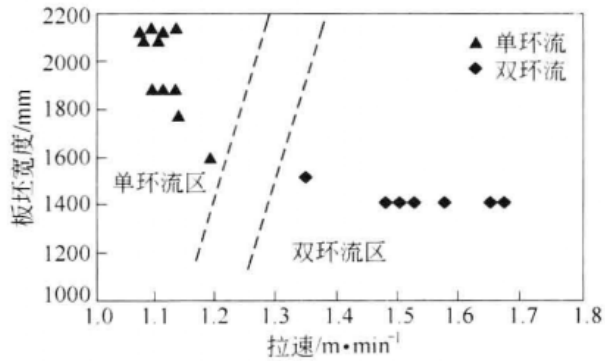



图 2 拉速和板坯宽度对环流形式的影响

**表 2 拉速和板坯宽度对环流形式的影响**

| 参 数 | 拉速/m · min$^{-1}$ | 板坯宽度/mm |
|---|---|---|
| 单环流 | <1.3 | >1550 |
| 双环流 | >1.3 | <1550 |

在图 2 中单环流/双环流分界线的位置和斜度随氩气流量和浸入式水口浸入深度而改变。氩气流量较低和水口较深时，分界线将向左移，双环流区将随之扩大。

许多工厂的数据分析都表明，单环流是许多板坯缺陷如条片和铅笔形气泡的起因。优化的双环流是提高板坯/板卷质量的关键。弯月面钢水在最佳流速(0.2 ~0.6m/s)[1,3]时，板卷表面质量最好。流速过高，液面不稳定；流速过低，传往弯月面钢水的热流太少。

氩气流量高最有害。氩气流量高是为了减少水口堵塞，但随之会产生单环流引起液面起伏，还会使铸坯皮下气泡增加。在低拉速时（如水口堵塞或换中间包时），即使氩气流量很低也会产生单环流。应当尽可能用钙将钢水处理好，不用氩或少用氩，这时的钢水流动形式是双环流[4]。

## 2.2 持续不稳定流动

直到最近人们才认识到当板坯宽度、拉速、氩气流量和浸入式水口浸入深度

搭配不好时，还有另一种处于单环流和双环流之间的流动形式，称之为持续不稳定流动，见表3。

**表3 用钉板（nail board）在大生产上测定的钢水流动形式**

| 水口浸入深度/mm | 拉速/m·min$^{-1}$ | 氩气流量/L·min$^{-1}$ | 板坯宽度/mm | 流动形式 |
|---|---|---|---|---|
| 155 | 1.16 | 31.7 | 1448 | 持续不稳定 |
| 173 | 1.65 | 28.3 | 1575 | 持续不稳定 |
| 144 | 1.16 | 20.4 | 1168 | 单环流 |
| 127 | 1.65 | 9.6 | 1397 | 双环流 |

浇钢工不能觉察出持续不稳定流动，也能使铸坯产生缺陷。这种钢流不同于连浇过渡期的不稳定钢流，与单一的浇注参数（板坯宽度、拉速、氩气流量、水口浸入深度）也无关，但与上述四个参数搭配不好有关。

浇钢工无法控制结晶器内钢水流动形式，但钢水流动形式却控制钢的表面质量。

## 3 多模式结晶器电磁搅拌器（MMEMS）

为了将结晶器内的钢水流动形式控制在最佳双环流范围内，Nippon Kokan 开发出一种新型多模式结晶器电磁搅拌器。这种搅拌器最初用于福山5号和6号高速板坯连铸机（拉速达3m/min），最近又用于浦项的两座传统拉速的板坯连铸机。

### 3.1 MMEMS 的技术资料

操作模式　EMLS，EMLA，EMRS；
一个铸流的动力　700～1000kV·A，AC；
每相的线圈电流　800～1000A；
频率　0.5～1.5Hz；
电耗　1.8kW·h/t。

MMEMS 由4个直线型电磁搅拌器组成，每个宽面两个，安装在宽面支撑板的后面，大约在结晶器高度的一半处，用低频两相交流电产生的电磁力，推动结晶器内钢水在水平方向上运动。而用直流电的电磁制动（EMBr）只能减慢钢水流动。

### 3.2 MMEMS 的操作模式

MMEMS 可以提供3种操作模式：使结晶器内钢水流动减慢（EMLS）、加速

（EMLA）和旋转（EMRS），见图3。

### 3.2.1 EMLS/EMLA 操作模式

这种模式专门用于高拉速、钢水通过能力高的双环流区，见图4右侧。

NKK 发现，为了减少板卷上的缺陷有一个最佳的双环流强度。当双环流强度高于最佳强度时（即钢水通过量高、氩气流量低时），板坯/板卷的表面缺陷主要是由结晶器熔渣产生的。在这种情况下采用 EMLS 模式来降低双环流强度。当双环流强度低于最佳强度时（即钢水通过量低、氩气流量高时），板坯/板卷的表面缺陷主要是由 $Al_2O_3$ 产生的。在这种情况下采用 EMLA 模式来提高双环流强度。

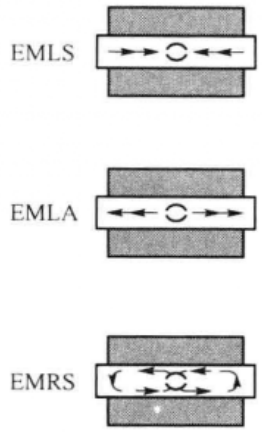



图3 4个电磁搅拌器的3种操作模式示意图

在大生产上采用的操作方式是用一个 $F$ 值将板坯宽度、拉速、氩气流量和浸入式水口设计/深度结合起来，每5s计算一次 $F$ 值。根据计算出的 $F$ 值与该钢种最佳 $F$ 值的偏离，调整搅拌强度/方向。

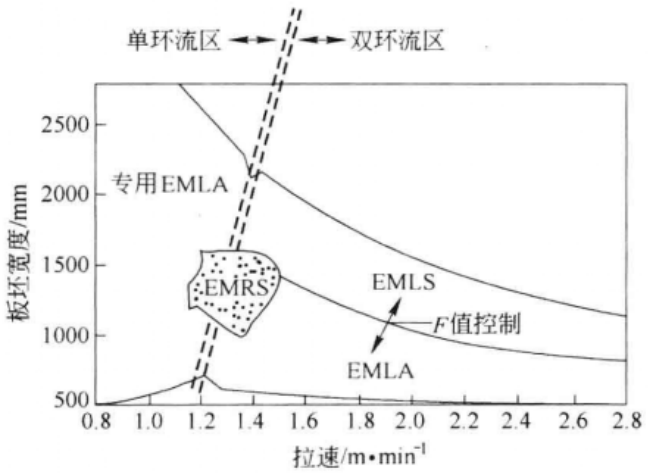



图4 拉速和板坯宽度不同时，3种操作模式的应用

从图4右侧可见，当浸入式水口设计/深度和氩气流量一定时，EMLS 和 EMLA 之间平衡线上的 $F$ 值可以视为最佳双环流强度。在此线上时，不需要电磁力来控制钢水流动。高于此线时（即钢水通过量过高时），要启动 EMLS。低于此线时（即钢水通过量过低时），要启动 EMLA。

液面起伏大小可以用液面起伏指数 $F$ 值来衡量[2,5]，$F$ 的定义见图5。

$$F = \rho \frac{Q_L}{4} v(1 - \sin\theta)/D$$

式中 $\rho$——钢水密度，kg/m$^3$；

$Q_L$——拉速，m$^3$/s；

$v$——注流的撞击速度，m/s；

$\theta$——注流撞击窄面的角度，(°)；

$D$——撞击点距弯月面的距离，m。

从 $F$ 值的定义可见，$F$ 值是根据浸入式水口的形式（如水口的出口面积、出口角度、插入深度等），结晶器宽度和拉速计算出来的。

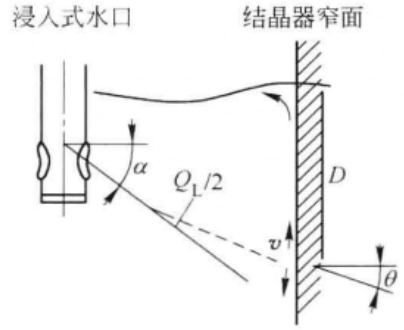



图 5 液面起伏指数 $F$ 的定义

为了减少在弯月面处的裹渣，$F$ 有一个最佳值。在此最佳值时，冷轧薄板表面上的条片减少。福山 5 号板坯连铸机 $F$ 的最佳值低碳铝镇静钢为 2，含钛超低碳铝镇静钢为 3.5。

### 3.2.2 专用 EMLA 操作模式

专用 EMLA 操作模式见图 4 的左侧。这种模式专门用于宽板坯和/或慢拉速的铸机，将单环流加速成为双环流。这种操作模式也用于各种过渡期浇注，如用于连铸板坯头/尾时的慢拉速，也用于持续不稳定流动。专用 EMLA 操作模式对大多数目前现有的连铸机都适用。

### 3.2.3 EMRS 操作模式

EMRS 操作模式见图 4 中部。这种模式虽不能将双环流保持在最佳范围，但能均匀结晶器周边钢水的温度梯度和冲洗凝固前沿。EMRS 模式目前仅用于一些特殊钢种如镀锡板、搪瓷钢、包晶钢和准沸腾钢。EMRS 有助于减少皮下气泡。

## 4 总结

（1）结晶器内钢水流动形式由 4 个参数：拉速、板坯宽度、氩气流量、浸入式水口浸入深度组合成。流动形式有单环流和双环流，还有一种介于单环流和双环流之间的持续不稳定流动。单环流和持续不稳定流动都使铸坯的表面缺陷增加，必须将两者去除。优化的双环流使板坯/板卷的缺陷最少。

（2）一种新式多用途、多模式的结晶器电磁搅拌（MMEMS）工艺，可以减少传统板坯（包括高拉速的传统板坯）的表面缺陷。该工艺有 3 种操作模式：EMLS/EMLA 模式、专用 EMLA 模式和 EMRS 模式。

（3）NKK 用耐火材料叶片浸入钢水中的角度来显示 EMLS/EMLA 模式减速或加速钢水流动的能力。

浦项用钉板可以测出 EMLS/EMLA 模式对钢水流动形式和液渣层厚度分布的

影响，从液渣层厚度分布可以鉴别出流动形式（见图 1）。熔渣在整个结晶器宽度上均匀覆盖是流动稳定和凝固均匀的标志。

（4）由于浸入式水口堵塞所引起的钢水偏流，MMEMS 无能为力。

## 参 考 文 献

[1] Dauby P H, Kunstreich S. Electromagnetic stirring in slab caster molds: what and why [J]. I & SM, 2003(11):21.

[2] Hiromi Nakamusa, Satoshi Kohira, Jun Kubota, et al. Technology for production of high quality slab at high speed casting[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1992: 409.

[3] Hiroshi Yamane, Yasuhiko Ohtani, Jun Fukuda, et al. High power in-mold electro-magnetic stirrer improvement of surface defects and inclusion control[C]// 1997 Steelmaking Conference Proceedings, 1997: 159.

[4] Mohammad B Assar, Pierre H Dauby, George D Lawson. Opening the black Box: PIV and MFC Measurements in a continuous caster mold [C]// 2000 Steelmaking Conference Proceedings, 2000: 397.

[5] Teshima T, Osame M, Okimoto K, et al. Improvement of surface property of steel at high casting speed [C]//1998 Steelmaking Conference Proceedings, 1998: 11.

# 电弧炉(EAF)钢中氮含量的控制

**摘 要**：描述如何将 EAF 钢的氮含量从约 0.0100% 降低到 0.0050% 以下，以满足 EAF 钢的氮含量对连铸薄板坯和轮胎钢丝的要求。

**关键词**：电弧炉钢；氮含量；控制

## 1 引言

EAF 钢的产量在 20 世纪的最后 10 年已从世界钢产量的 25% 上升到 37%[1]。EAF 钢的氮含量高于氧气转炉（BOF）钢。这是因为用电弧加热时，在电弧近旁的氮分子离解成氮原子 $1/2N_2(g)=N(g)$，氮原子容易被钢水吸收 $N(g)=[N]$。EAF 钢的［N］含量在 0.007% ~0.012% 之间，而 BOF 钢的［N］含量在 0.002% ~0.006% 之间[2,10]。

汽车用深冲薄钢板和输油用钢管用户要求钢中氮含量小于 0.005%，乃至 0.003%[2]。纽克钢厂曾报道，该厂生产的连铸薄板坯钢中氮含量应不大于 0.009%，钢中铝含量应不大于 0.035%。如果钢中氮和铝的含量高于上述值，在薄板坯温度低于 $Ar_3$ 时，由于 AlN 析出在晶界上，将在薄板坯上产生横裂[3]。IHSW 钢厂生产高强度钢丝时，用户要求钢中［N］≤0.0032%。乔治汤钢厂用 EAF 生产的轮胎钢丝、要求钢中最高含［N］=0.005%，降低［N］含量是为了消除在拔丝时的应变时效[4]。而 EAF 钢中的［N］含量是最难以控制的元素。北极星钢厂在大生产条件下，对 EAF 钢中［N］含量的控制进行了系统研究。该厂用常规操作时成品钢平均含［N］=0.0104%，用控氮操作时最低平均含［N］=0.0036%。但用控氮操作时，冶炼时间长，成本高。

## 2 控氮操作

北极星厂及其他厂控氮操作包括以下几个方面。

### 2.1 装入直接还原铁（DRI）或装入铁水

焦炭装入量要多，DRI 装入量要大于 10%。北极星厂 DRI 装入量对熔清时［N］含量的影响见表 1；乔治汤钢厂在装入金属料中 DRI 占的比例与出钢时［N］含量的关系见表 2。乔治汤厂 1996 年在装入金属料中 DRI 占 55%，废钢占 45%[8]。IHSW 厂生产高强度钢丝时，海绵铁占装入金属料的 75%（金属化率为 93% ~95%，含 C=1.2% ~1.5%）。根据 D. A. Goldstein 等的研究，DRI 的作用

仅为稀释钢水中的［N］（DRI 含 N = 0.002%）。DRI 在 800 ~ 1200℃之间放出到炉渣中的 CO 不会排出钢水中的氮[5]。如果将 DRI 装入 BOF，可以得到很低的钢中氮含量，例如 $30 \times 10^{-6}$。Rong 等报道在 EAF 中装入 30% 铁水，可以将钢中［N］含量平均降低 0.0016%[1]。

**表 1 DRI 装入量对熔清［N］的影响**

| DRI 装入量/% | 熔清[N]/% | DRI 装入量/% | 熔清[N]/% |
|---|---|---|---|
| 0 | 0.0095 | 10 | 0.0068 |
| 5 | 0.0084 | 100 | 0.0012 ~ 0.0025 |

**表 2 DRI 占的比例与出钢时［N］含量的关系**

| DRI/% | 出钢时[N]含量/% | DRI/% | 出钢时[N]含量/% |
|---|---|---|---|
| 0 | 0.007 | 75 | 0.002 |
| 50 | 0.003 | | |

## 2.2 熔清后的精炼操作

### 2.2.1 用泡沫渣

熔清后将 $Fe_3C$ 喷在渣面上，往熔池内吹入氧气形成泡沫渣。用泡沫渣操作一直到出钢前。泡沫渣的密度只有正常渣的 1/3（正常渣的密度为 2.6 ~ 3.5t/$m^3$），泡沫渣使电弧与空气的接触减少。采用这种操作可以使北极星厂出钢时的平均含[N] = 0.0034%、最低为 0.0029%。当钢水温度 = 1550 ~ 1580℃，并与合适的炉渣成分（$CaO/SiO_2$ = 2 ~ 3，MgO = 6% ~ 12%，FeO = 20% ~ 30%）、喷入的碳和氧配合合适时，可以得到最好的泡沫渣。

### 2.2.2 碳含量和硫含量

在熔清后的精炼过程中，喷入氧脱碳。当[C] ≥ 0.2% 时，从钢水中排出氮（[N] = 1/2$N_2$(g)）；当[C] ≤ 0.1% 时，钢水从外界吸收氮（1/2$N_2$(g) = [N]）；[S] < 0.01% 时，脱氮多；[S] = 0.02% ~ 0.04% 时，吸氮少。这是因为钢水中[O]和[S]都是表面活性物质，氧在钢水表面上的饱和值 = 0.02%，S 的饱和值 = 0.03%。[O]和[S]低时，在钢水中 CO 气泡表面上吸附的[O]和[S]少，脱氮容易；[O]和[S]高时，吸附的多，脱氮困难。所以为了脱氮，在出钢前停吹氧时的最低[C]应大于 0.15%，并且从熔清到出钢前应去除 0.4% ~ 0.65% C。

## 2.3 偏心炉底出钢

北极星厂用偏心炉底出钢（无渣出钢），由于出钢时间短（从常规出钢的

3 ~ 6min缩短到 1.5 ~ 3min），出钢时钢流整体性好，铝镇静钢出钢时钢水增［N］量可以从 0.002% 减少到 0.001%。也有文献报道增氮量可以减少 0.002%。

出钢时往钢包内加入干冰或石灰石也可以减少增氮。出钢过程中钢水吸收氮的多少与［O］的高低有关，［O］低，吸氮多；［O］高，吸氮少。所以出钢前不在炉内强脱氧可以使增氮减少。同理，出钢时加 Al 多，增氮也多。反之，在模铸沸腾钢的情况下，钢水从炉内到钢锭模内几乎不增氮。

IHSW 厂生产高强度钢丝出钢时的增碳剂过去用针状焦（原油蒸馏的副产品，含 N < 0.05%）和石墨（电极生产过程副产品，含 N = 0.05%），从 1995 年改用褐焦末（褐煤焦化过程产生的）。褐焦末虽然含 N 高（含 N = 0.40%），但在出钢时加入，有大量气体放出，同时钢水有沸腾反应还形成泡沫渣对脱氮有利，出钢前含［N］< 0.004%，钢包内最高含［N］= 0.003%，中间包内最高含［N］= 0.0035%[6]。

## 2.4 钢包精炼、真空脱气和浇注

北极星厂钢包精炼的除尘系统可以将钢液面上抽真空到 600 ~ 700 托（1 托 = 133.322Pa）、底部有底塞通氩起泡，铝镇静钢在钢包精炼时增 N < 0.0005%。用氩气深喷 CaSi，［S］> 0.02% 时，增 N = 0.0010% ~ 0.0020%；［S］< 0.01% 时，增 N = 0.0020% ~ 0.0030%。用 5 级蒸汽喷射系统真空脱气时，氩气（标态）流量≤1ft$^3$/min、压力 < 133.3Pa，［S］= 0.015% ~ 0.04% 时，脱 N = 0.0010% ~ 0.0012%；［S］< 0.01% 时，脱氮约 0.0025%。但脱氮速率很慢，不能匹配于精炼时间。在 VOD 处理时，喷入铁矿粉可以使氮含量降低到很低。

浇注时的增氮与浇注系统的密封性有关。铝镇静钢在开浇第 1 炉和换钢包时，可能增 N = 0.002% ~ 0.004%，也可能使增氮减少到 0.001% 以下，乃至 0.0005%。伯利恒厂将浇注系统的密封和通入的氩气量进行优化后，从钢包到结晶器内钢水［N］含量的升高从 0.001% 减少到接近于零[9]。

从钢包到中间包钢水［N］含量的升高 0.001% 以上时，不能用于作纯净钢。

综上所述，用一部分 DRI 或装入约 30% 铁水代替废钢、熔清后用泡沫渣操作、用偏心炉底出钢、出钢［C］> 0.15%、精炼时脱［C］= 0.4% ~ 0.65%、出钢时不强脱氧、浇注过程采取防止增氮的措施，有望将 EAF 成品钢的［N］控制在 0.0050% 以下。

# 3 超低氮钢的生产

福山制铁所用 BOF → RH 来生产超低碳（C < 0.005%）和超低氮（N ≈ 0.002%）钢[7]。为了强化超低碳钢的脱碳，在真空室下部的墙内埋入 16 个喷嘴，喷入氩气，最大氩气（标态）流量为 120m$^3$/h。喷入氩气后，在真空室内的

反应界面增加，脱碳加速。在 RH 内很难将氮降低到 $20\times10^{-6}$，这是因为空气通过下降管的耐火材料进入钢水。为了防止空气进入，下降管用氩气密封，密封用的氩气（标态）流量为 $25m^3/h$。用氩气密封的效果见图 1。

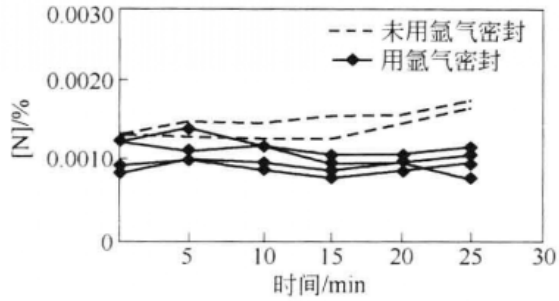



图 1　脱气过程中［N］的变化

## 参 考 文 献


[1] Manfred Haissig, Genter R B, Bernard Villemin. Hot metal in EAFS [J]. AISE Steel Technology, 2002(3):41.

[2] Thomas J, Scheid C, Geiger. Nitrogen control during EAF steelmaking (from part 1 through part 10) [J]. I & SM, 1993(4):37 ~ (12):15.

[3] Brimacombe J K, Samarasekera I V. The challenge of thin slab casting[J]. I & SM, 1994 (11):29.

[4] Hallgarth J K. Torsional ductility of high carbon steel wire [J]. Ironmak. Steelmak., 1995 (3):211.

[5] Goldstein D A, Fruehan R J, Ozturk B. The behavior of DRI in slag-metal systems and its effection the nitrogen content of steel [J]. I & SM, 1999(2):49.

[6] Karl Stercken, Lutz Bandusch. Different carburizing agents in the EAF production of high carbon steel grades [J]. MPT International, 1998(4):98.

[7] 松野英寿，村井刚，石井俊夫ほか. RHにずる极低炭素化极低窒素化促进技术 [J]. 鉄と鋼, 1999(3):16.

[8] Resler S R. The use of DRI in the electric furnace at Georgetown steel [J]. I & SM, 1999(8): 29.

[9] Manfred Schmidt, Thomas J R, Daniel J B. Steel shrouding and tundish flow control to improve cleanness and reduce plugging[C]//Steelmaking Conference Proceedings, 1990: 45.

[10] Siddhartha Misra, Richard J F. Hydrogen and nitrogen control in ladle and casting operations [J]. Iron and Steel Technology, 2004(4):34.

# 电弧炉内泡沫渣的形成条件

**摘 要**：介绍了在电弧炉（EAF）内冶炼碳钢时用等温溶解度图 ISD（isothermal solubility diagram）来确定最佳泡沫渣的形成条件，还介绍了熔炼不锈钢时将 $Ca(NO_3)_2(H_2O)_2$ 和碳喷入渣内形成泡沫渣的经验。

**关键词**：等温溶解度图；泡沫渣；不锈钢渣的泡沫化

## 1 用等温溶解度图 ISD 来确定 EAF 冶炼碳钢时泡沫渣的形成条件

在 EAF 内形成的泡沫渣不仅能降低耐火材料和电极消耗，而且还能提高热效率、缩短熔炼时间，还能使 EAF 钢的含氮量降低。

近些年来国外对泡沫渣的形成条件多有报道，1998 年 Eugene B. Pretorius 等对泡沫渣的形成理论进行了归纳并整理出能适用于大生产的形成泡沫渣的图解[1]。

公认的泡沫渣形成所需的炉渣条件有二：一是炉渣有一定的黏稠度，呈乳脂状（creamy）或蓬松状（fluffy），即这种炉渣应被 CaO 或被 MgO 所饱和；二是渣中含有少量悬浮的 CaO 或 MgO 固态颗粒，最佳的 MgO 含量应比 MgO 的饱和值高出 1% ~1.5%。在上述两种条件下，若往熔池内吹入氧气，往炉渣中喷入碳，产生反应 $2[Fe]+O_2 \longrightarrow 2(FeO)$，$C+(FeO) \longrightarrow CO\uparrow+[Fe]$。在固态颗粒表面上生成的众多 CO 小气泡，由于炉渣具有一定黏稠度，不易从渣内逸出，长时间滞留在渣内使炉渣的体积膨胀，形成含 CO 气泡很多的炉渣，称为泡沫渣。泡沫渣形成时，渣面上升，将电弧埋入。如果炉渣太干或太稀，则 CO 气泡或难以生成或生成的 CO 气泡很快逸出渣面。这两种情况都不利于形成稳定的泡沫渣。

Eugene B. Pretorius 等用 $CaO-MgO-SiO_2-FeO$（冶炼碳钢时 EAF 渣的主要成分）四元相图整理出% FeO 对% CaO 和% MgO 的等温溶解度图 ISD（isothermal solubility diagram），并用这种图来确定在 EAF 内形成泡沫渣的条件，如图 1 所示。

图 1 中[a]-[c]为 CaO 的饱和线（即液相线），[a]-[b]为 MgO 的饱和线。点划线为最佳炉渣成分，即炉渣成分在此线上时，黏度最佳并有第二相固态颗粒存在，因而是形成泡沫渣的最佳条件。

图 1 中如果初渣成分为 $x$，即初渣 FeO 含量太低，炉渣太干容易结壳，泡沫渣不能形成。当炉渣成分从 $x$ 移动到 $x_1$ 时（% FeO 增加是由于往熔池内吹入氧气），炉渣从结壳变为蓬松状，泡沫形成得很好。当 $x_1$ 移动到 $x_2$ 时，炉渣黏度

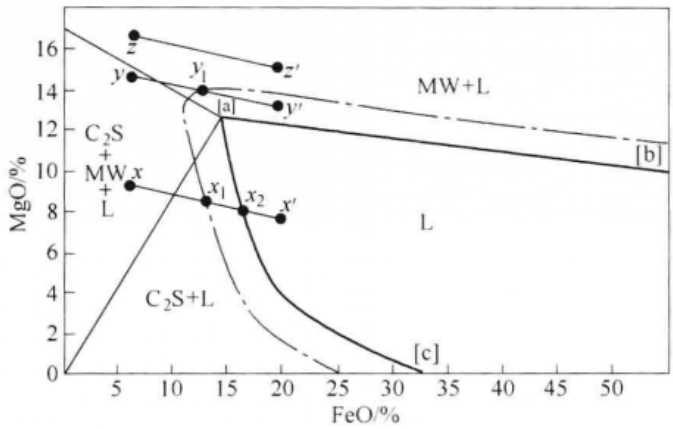



图 1　温度 = 1600℃，$CaO/(SiO_2 + Al_2O_3) = 1.5$ 时的 ISD

（$C_2S = Ca_2SiO_4$；MW = magnesite-wüstite = MgO-($Fe_3O_4$ + FeO)

wüstite 浮氏体（$Fe_3O_4$ 溶于 FeO 中的固溶体）；L = 液相）

降低，泡沫减少。当 $x_2$ 移动到 $x'$时，炉渣全部由液相组成，这时，炉渣太稀，泡沫消失。

如果初渣成分为 $z$，即初渣 MgO 含量太高，FeO 含量太低，炉渣同样变干产生结壳，泡沫形成得不好。即使当 $z$ 移动到 $z'$时，炉渣也结壳，泡沫同样形成得不好。

如果初渣成分为 $y$，与初渣成分为 $x$ 时一样，渣子发干容易结壳，泡沫渣不能形成。但当在冶炼过程中 FeO% 增加使 $y$ 移动到 $y_1$ 乃至 $y'$时，泡沫渣都形成得很好。

总之，在图 1 的条件下初渣中（MgO）含量应选定为 $y$ 点，即 MgO = 15% 左右。随着冶炼过程中（FeO）增加，FeO 从 13% ~35% 的很宽范围内的整个冶炼过程中都可得到泡沫渣。并且这种炉渣对 EAF 内镁质炉衬的侵蚀也不严重。初渣（MgO）含量选定为 $z$（MgO≈17%）时，炉渣太干，不可能得到泡沫渣。初渣（MgO）含量选定为 $x$（MgO≈9%）时，只有在(FeO) = 13% ~17% 很窄的范围内，才有可能得到泡沫渣。

图 1 所示的 ISD 为钢水温度为 1600℃，$R = (CaO)/(SiO_2 + Al_2O_3) = 1.5$ 时的情况。$(CaO)/(SiO_2 + Al_2O_3)$变化，温度变化对 ISD 的影响分述如下：

$(CaO)/(SiO_2 + Al_2O_3)$越高，L 区越缩小，［a］点越向下和越向右移动，［a］-［b］的斜度越趋水平方向。

泡沫渣形成与$(CaO)/(SiO_2 + Al_2O_3)$和 FeO 的关系见图 2。

从图 2 可见，$R$ 越高，MgO 的溶解度就越低。最佳泡沫渣（即炉渣成分在 MW + L 区的点划线附近）形成于 MgO 含量较低和 FeO 含量较高的范围内。

可见，EAF 渣在 $R$ 较高时，适合于按低碳钢来冶炼，因为吹入的氧气多，使

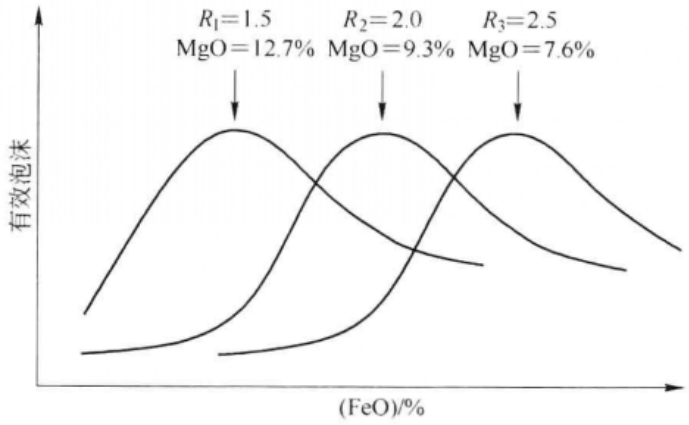



图 2 有效泡沫与 $R$ 和 FeO 含量的关系

FeO 含量升高得多。因此，低碳钢在冶炼后期的炉渣仍能保持泡沫状。

在冶炼末期，温度升高，MgO 的溶解度也随之升高。温度升高 100℃，MgO 的溶解度升高约 1.75%[1]。

在 ISD 中，温度升高后，L 区扩大，［a］点向上和向左移动。如果温度在 1600℃时，泡沫渣形成得很好，但当温度升高到 1700℃时，泡沫渣可能恶化。这是因为温度升高使液相区 L 扩大，液相中第二相颗粒减少。在冶炼后期温度升高，如果此时加入石灰或白云石，有可能恢复泡沫。这是因为加入石灰或白云石后 $R$ 提高了，缩小了 L 区，抵消了温度升高对 L 区扩大的影响。

上述 ISD 的适用范围为 $R = 1.2 \sim 3.5$，$FeO + MnO < 55\%$，$Cr_2O_3 + TiO_2 + VO_2 < 3\%$，温度从 1500℃到 1750℃。

## 2 用 ISD 来辅助优化泡沫渣形成的经验[2]

新西兰太平洋钢厂利用上述 ISD 优化 EAF 渣的成分，取得了优化泡沫渣形成的良好效果。

太平洋钢厂的 50t EAF 在 1998 年用老式造渣操作时，CaO 和 MgO 的加入量分别为 1200kg 和 160kg。18 炉炉渣平均成分见表 1。

**表 1 18 炉炉渣平均成分**

| 成分/% | | | | | | | 加入 CaO/kg | 加入 MgO/kg | $R$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| FeO | CaO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | MgO | $P_2O_5$ | MnO | | | |
| 33.84 | 33.48 | 12.74 | 4.89 | 7.30 | 0.63 | 5.57 | 1200 | 160 | 1.98 |

这种老式造渣操作的 ISD，在精炼期内，FeO > 25% 后，进入了液相区，很难形成泡沫渣，而且对炉衬侵蚀严重，其原因是渣中 MgO 含量低。

2001 年 7 月该厂将 CaO 和 MgO 的加入量调整为 1400kg 和 400kg。这时，3

炉炉渣的平均成分见表2。

**表2 3炉炉渣的平均成分**

| 成分/% | | | | | | | 加入CaO/kg | 加入MgO/kg | $R$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| FeO | CaO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | MgO | $P_2O_5$ | MnO | | | |
| 40.93 | 27.67 | 6.57 | 4.98 | 10.34 | 0.38 | 5.10 | 1400 | 400 | 2.20 |

CaO和MgO加入量调整后，泡沫渣形成得很好，但从炉门槛溢渣多。

为了减少渣量，该厂将CaO加入量减少到800kg，将MgO加入量减少到300kg。采用这种造渣后，在一炉钢的整个冶炼过程中，泡沫渣都形成得很好。这种新式造渣操作13炉炉渣平均成分见表3。

**表3 13炉炉渣平均成分**

| 成分/% | | | | | | | 加入CaO/kg | 加入MgO/kg | $R$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| FeO | CaO | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | MgO | $P_2O_5$ | MnO | | | |
| 27.32 | 32.03 | 12.46 | 6.55 | 11.35 | 0.48 | 8.14 | 800 | 300 | 1.61 |

炉渣的$R$虽减少到1.61，但仍能将磷含量控制在钢的规格以内。

这种新式造渣操作在FeO含量变化很宽的范围内，MgO的过饱和度都大于1%。该厂从2001年6月~2004年一直沿用这种新式造渣操作。该厂EAF侧墙的寿命在18个月内从800炉提高到2614炉。新式造渣操作在金属收得率、电极消耗、电耗等方面也都有收益。

Mittal Steel Lazaro Lardenas炼钢厂为了尽早形成泡沫渣和提高炉衬寿命，用回收的MgO-C砖（预先破碎到3mm以下），在冶炼初期的最初7min内，在220t EAF内，除加入原用的熔剂（石灰和白云石石灰）和焦炭外，还与直接还原铁DRI一起加入1t回收的MgO-C砖。炉渣中的MgO质量分数由原来的8.3%升高到9.1%，所以泡沫渣形成得早，形成的时间长，炉衬寿命也有提高[6]。

（MgO）的饱和度与（FeO）和$R$的关系见表4。

**表4 （MgO）的饱和度与（FeO）和$R$的关系**

| $R$ / (MgO)/% / (FeO)/% | 1.5 | 2 |
|---|---|---|
| 30 | 11.6 | 8.9 |
| 40 | 12.0 | 8.3 |

泡沫渣的形成除与炉渣成分有关外，还与往熔池中喷入氧气的同时喷入炉渣中碳的种类有关。Veena Sahigwalla等在实验室条件下对多种炭质材料（天然石

墨、木炭、焦炭、石油焦、合成石墨）对气泡形成的影响进行了研究[7]。研究结果表明，天然石墨与 EAF 渣的接触角最小，即气体形成量多，形成的气泡小，泡沫形成的时间长。

天然石墨各组分质量分数为：灰分 13.33%，水分 0.17%，挥发分 1.05%，固定碳 85.44%。

## 3 在 EAF 内熔炼不锈钢时形成泡沫渣的经验

在 EAF 内熔炼不锈钢时泡沫渣的形成条件与冶炼碳钢时有相同之处，即要求炉渣处于 CaO 和 MgO 的饱和状态并在炉渣中悬浮有第二相颗粒作为 CO 等气泡的形成核心，也要求在炉渣内有 CO 等气泡产生，见图 3[3]。

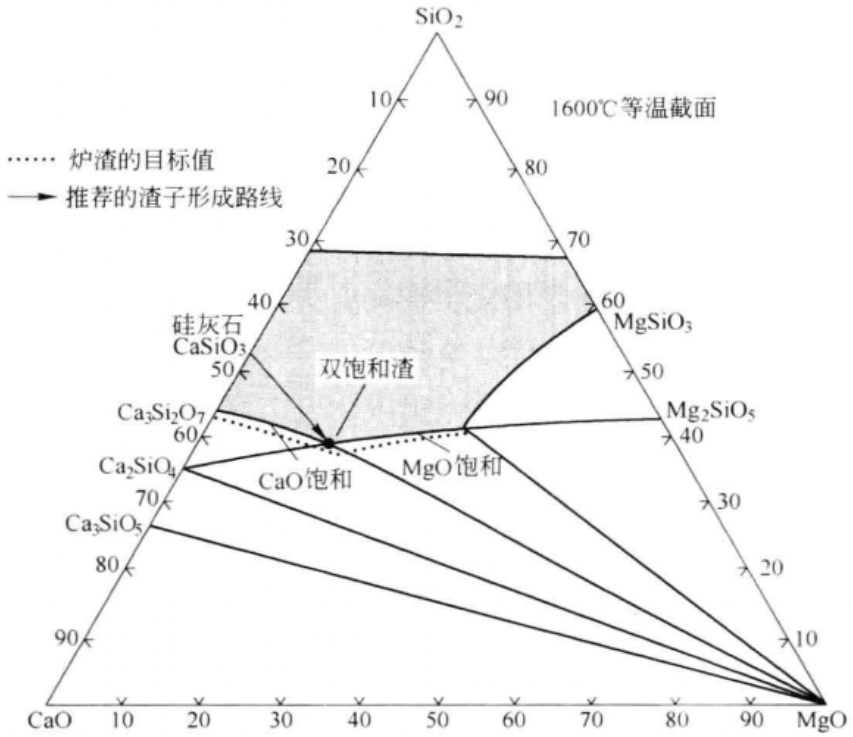



图 3 在 1600℃时 $CaO\text{-}MgO\text{-}SiO_2$ 系的等温截面

这种 CaO 和 MgO 双饱和的炉渣碱度足以减少 $Cr_2O_3$ 损失到渣中，对 Mg-Cr 或 Mg-C 炉衬的侵蚀也少。但在熔炼不锈钢时产生泡沫渣的难度远大于冶炼碳钢。这是因为钢水中铬与氧的结合能力大于 Fe 与氧的结合能力。吹入熔池中的氧气易与铬结合成 $Cr_2O_3$，而不易与 Fe 结合成 FeO[3,4]。$Cr_2O_3$ 与喷入炉渣中的碳作用很慢，难以维持泡沫。铬被氧化后损失到渣中，一般 $CrO_x$ 在电炉渣中的溶解度 <5%。如果损失到渣中的 $CrO_x$ > 5%，则在渣中会有固态 $Cr_2O_3$（熔点为 2260℃）析出，使渣子过干，因而难以形成泡沫。

为了阻止铬被氧化，钢水中的硅含量要大于 0.2%，硅先于铬被氧化，生成

$SiO_2$ 多，生成 $Cr_2O_3$ 少。

为了在不锈钢炉渣中产生泡沫，要往炉渣中不间断地同时喷入碳和 FeO 颗粒。碳和 FeO 的颗粒越细越好。

在 EAF 内熔炼不锈钢时，为了产生泡沫渣往炉渣中喷入碳和 FeO 颗粒，目前虽有一些工厂仍在使用，但并不是很成功。

德国 BGH，Siegen 在熔炼不锈钢时，为了得到泡沫渣，当炉渣成分被 CaO、MgO 双饱和时（40% ~45% CaO，10% MgO，40% ~45% $SiO_2$），用氮气作载气将硝酸钙（称为 Steelcal）和碳在形成熔池后喷入渣中[4]。Steelcal 的喷入量占钢水质量的 1%（或占炉渣质量的 10%）。Steelcal 与碳的比例为 3∶1.25，产生的反应为：$Ca(NO_3)_2(H_2O)_2 + 5C \longrightarrow CaO + N_2 + 2H_2O + 5CO$。在 BGH Siegen 进行了 17 炉试验。Steelcal + 碳喷入 5 ~8min 后，炉渣高度从无泡沫时的 5 ~10cm 升高到有泡沫时的 30 ~50cm。Steelcal 与碳的喷入量占钢水质量的 0.8% ~1.5%（在 30t EAF 内的喷入量为 230 ~450kg），喷入前炉渣 $(CaO)/(SiO_2) = 1.2 \sim 2.6$ 都能得到泡沫。

喷入 Steelcal 和碳还能将铬从炉渣中还原出来。喷入 Steelcal 和碳前后（$Cr_2O_3$）从 13.55% 降低到 4.3%。铬的还原似乎与钢-渣界面上由泡沫渣产生的搅动有关。

Steelcal 与 SiC 一起使用可以同时取得产生泡沫和将（$Cr_2O_3$）还原的效果。

BGH，Siegen 报道用氮气作载气并不增加钢中的氮含量[4,5]。这是因为向炉内喷入 Steelcal 和碳粉时，由于有 CO、$H_2O$ 气体逸出，对脱氮有促进作用。

## 4 结论

在 EAF 内为了得到泡沫渣，炉渣应被 CaO 和/或 MgO 饱和，并有少量第二相悬浮颗粒存在。

在冶炼碳钢时往熔池吹入氧气、往炉渣中喷入炭借助 ISD 可以确定最佳泡沫渣形成时的 MgO 含量。

在熔炼不锈钢时，铬与氧的结合能力大于 Fe 与氧的结合能力。$Cr_2O_3$ 与喷入炉渣中的碳作用很慢，难以维持泡沫。

德国 BGH，Siegen 在熔炼不锈钢时用氮气作载气将 $Ca(NO_3)_2(H_2O)_2$ 和炭喷入炉渣，取得形成泡沫渣的良好效果。

## 参 考 文 献

[1] Pretorius E B，Robert C. Foamy slag fundamentals and their practical application to electric furnace steelmaking[C]//1998 Electric Furnace Conference Proceedings，1998：275.

[2] Don Sanford，Brian Garside，Chris Schonewille，et al. EAF performance at pacific steel[J]. Iron and Steel Technology，2004(8)：48.

[3] Pretorius E B, Nunnington R C. Stainless steel slag fundamental: from furnace to tundish[J]. Ironmaking and Steelmaking 2002(2): 133.

[4] Tuvnes, Engh T A. Foaming of stainless steel slags in EAFs using calcium nitrate[J]. I&SM, 2003(1): 43.

[5] 卢盛意. 电弧炉（EAF）钢中氮含量的控制[J]. 连铸, 2004(2): 30.

[6] Gonzalez R G L, Acosta F L, Tapia R R, et al. Recycling MgO-C refractory in the EAF of Mittal Steel Lazaro Lardenas[J]. Iron and Steel Technology, 2006(2): 76 ~ 83.

[7] Veena Sahajwalla, Mahfuz Rahman, Lan Hong, et al. Influence of carbonaceous materials on slag forming behavior during EAF steelmaking[J]. Iron and Steel Technology, 2006(2): 54 ~ 63.

# 影响高碳钢连铸小方坯中心偏析的因素

**摘　要**：介绍了英国4家钢厂为了减少高碳钢连铸小方坯中心偏析所采取措施的试验结果，推荐采用低过热度、强二冷和浸入式水口。

**关键词**：高碳钢；连铸小方坯；中心偏析

## 1　引言

10年前，高碳钢很少用连铸小方坯来生产。1997年以前轮胎钢丝等容易偏析的高碳钢几乎都用连铸大方坯来生产。因为大方坯的浇注温度低，有利于形成等轴晶结构，又因为大方坯在轧制时的压缩量大，这二者都有利于减少偏析。但用连铸小方坯来生产高碳钢时，生产成本低。1997年英国4家钢厂（Scunthorpe，Sidenor，Ispat-HSW，IJmuiden）共同研究了影响连铸小方坯高碳钢中心偏析的因素。这些因素包括：钢水过热温度、二次冷却强度、电磁搅拌（EMS）、热轻压缩（TSR）、机械轻压缩（MSR）、浇注方法、小方坯尺寸、拉速等[1]。

## 2　钢水过热温度

过热度低，使等轴晶结构百分比高，对减少偏析有利。过热度高，在铸坯内产生“一个个小钢锭”（mini-ingotism）的结构，使力学性能不一致，在拔丝时容易断头。如果小方坯柱状晶结构的长度大于55%时，将明显形成“一个个小钢锭”的结构。[2]

Ispat-HSW的120mm×120mm、125mm×125mm、130mm×130mm三类小方坯的试验数据表明碳和硫的偏析与过热度有显著的关系。过热度越低，偏析也越低。特别是当过热度低于25℃时，偏析指数几乎随过热度降低直线下降。所以，如有可能，应当将过热度降低到25℃以下。

IJmuiden厂的120mm×120mm小方坯的碳偏析与过热度无关，然而140mm×140mm小方坯在过热度低时，碳的偏析减少，该厂的数据表明，过热度应当低于30℃。

Scunthorpe厂的120mm×120mm小方坯与IJmuiden厂一样，碳和硫的偏析与过热度无关。但140mm×140mm和180mm×180mm小方坯的碳和硫的偏析与过热度有关。因此，该厂建议过热度应当低于25℃。

在中间包内喂入芯线（例如$\phi$9mm的芯线）可以降低中间包内钢水的过热度。在喂入芯线时，中间包内钢水高度应保持在400mm以上。

## 3 二次冷却

与低碳钢相比，高碳钢小方坯的柱状晶长[3]，因而中心宏观偏析严重。例如，在拔丝时容易断头。

高碳钢通常用“弱冷”（soft cooling），因为弱冷可以减少表面裂纹和内部裂纹。但“强冷”（hard cooling）可以使中心缩孔变小，因而可以改善偏析。为了减少高碳钢连铸小方坯的中心偏析，有两种截然相反的方案（弱冷却和强冷却[4,5]），见表1。

**表1 减少中心偏析的两种方案**

| 冷却方式 | 浇注温度 | 二冷比水量 | 二冷区长度 | 小方坯的铸态组织 | 宏观偏析 | 浇注时水口堵塞 | 铸坯面上的氧化铁皮 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 弱冷却 | 低 | 低 | 长（5个区） | 球形 | 小 | 难以避免 | 加速生成（由于铸坯表面的温度高） |
| 强冷却 | 高 | 高（2.5倍） | 短（4个区） | 穿晶 | 小 | 可以避免 | 减慢生成（由于铸坯表面的温度低） |

注：1. 钢的碳含量为0.55%～0.85%，小方坯尺寸为105mm×105mm；
2. 强冷却只适用于断面小的高碳钢小方坯。

Scunthorpe厂在碳含量为0.63%的120mm×120mm小方坯上进行试验。水量控制在2.12～3.15L/kg，2.12L/kg为标准水量。用此水量时，小方坯的中心结构由弱V型偏析物组成。当水量从2.12L/kg增加时，小方坯的结构由较强V型偏析物组成。当水量增加到3.15L/kg时，出现带有孔隙和回热型裂纹的偏析核心。该厂将最后冷却区的水冷强度减少后，不但减少了中心偏析，消除了孔隙，消除了回热型裂纹，也没有遇到表面质量问题。此时水量（稍低于3.15L/kg）为最佳水量。

Sidenor厂主要在C50、C70和100Cr6钢185mm×185mm小方坯上进行试验。将二冷水量逐炉增加直到出现内裂。此时的水量选定为改进的水量。然后随着水量的增加，小方坯的表面质量恶化。例如，C50钢在强二冷时，轧成的条钢废品增加。所以中心偏析的改进要平衡于表面质量不被恶化。

IJmuidon厂小方坯二冷区的设计不能避免在第三二冷区的回热。IJmuidon厂的试验主要是在二冷强度增加时如何减少回热。

Scunthorpe厂、Sidenor厂和IJmuiden厂的试验表明，强二冷可以改进偏析，但二冷水量要优化，以减少内裂和不恶化表面质量。

Ispat-HSW厂水量增加后的大问题是小方坯角部喷淋水重叠。为了减少重叠，将相邻面的喷嘴各远移角部半个喷嘴内径的距离，这不但可以使冷却强度增加，而且还可以使小方坯不脱方。改进的强二冷和标准二冷的小方坯表面温度与碳和

硫的偏析比见图 1。

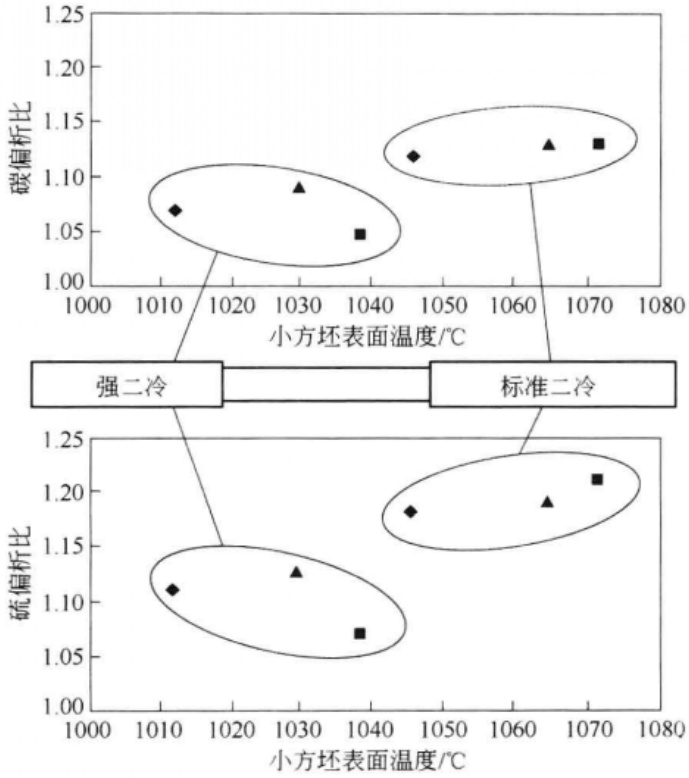



图 1 Ispat-HSW 强二冷小方坯碳和硫的偏析与标准二冷的对比

从图 1 可见，标准二冷时小方坯表面温度为 1040 ~ 1080℃，改进的强二冷表面温度比标准二冷降低了 30℃，碳和硫的偏析也随之降低。

## 4 电磁搅拌（EMS）

M（结晶器）-EMS、S（二冷区）-EMS、F（末端）-EMS 在小方坯连铸机上可以单独使用，也可以联合使用。M-EMS 可以改善结晶器传热，影响到结晶器以下几米处。M-EMS 对偏析的影响类似于用低过热度浇注。S-EMS 必须装在紧挨着结晶器下口，S-EMS 单独使用的效果不如 M-EMS。F-EMS 的位置必须细心选择。F-EMS 应选在铸坯液芯的固相率 $f_s$ = 20% ~ 50% 的范围内。F-EMS 与 M-EMS 或 S-EMS 一起使用时可以加大使偏析减少的效果。

采用 M-EMS 对去除中心偏析有益，而产生的等轴晶结构却容易产生 V 型偏析。但 F-EMS 却能够拆散 V 型偏析。Hamburger 钢厂发现在轴承钢的 V 型偏析处出现碳化物。他们宁愿容忍一定程度的中心偏析（中心偏析可以在后步工序去除）而不希望出现 V 型偏析[6]。

IJmuiden 厂在 120mm × 120mm 和 140mm × 140mm 小方坯上的试验数据表明，M-EMS 的搅拌强度越大，碳的偏析越低。当过热度低于一定值时，搅拌强度高

的好处更多。

Scunthorpe 厂将 F-EMS 安装在距弯月面 9m 处。F-EMS 的效果主要在120mm × 120mm 小方坯上进行研究（包括浸入式水口和定径水口），也在 140mm × 140mm 和 180mm × 180mm 小方坯上进行研究。F-EMS 可以改进 140mm × 140mm 和 180mm × 180mm 小方坯的中心偏析，但不能改进 120mm × 120mm 小方坯的中心偏析。在 180mm × 180mm 小方坯截面上有大量白带，但在 120mm × 120mm 和 140mm × 140mm 小方坯上没有。总的看来 F-EMS 对减少中心偏析有好处，但仅限于大尺寸的小方坯。F-EMS 要优化搅拌条件以提高使偏析减少的效果，但要减少白带生成。

## 5 铸坯压缩

在接近最后凝固处将铸坯压缩（strand reduction）是为了抵消铸坯中心的凝固收缩。与 F-EMS 一样，在压缩时液芯的 $f_s$ 起着决定性作用。如果由于浇注条件变化，压缩太早，则产生柱状晶间裂纹，压缩太晚可能产生大的负偏析。压缩有两种：一种是热轻压下（TSR），另一种是机械轻压下（MSR）。

### 5.1 热轻压下

热轻压下是在最后凝固的位置用强喷淋水冷却使坯壳收缩。有些研究者认为，TSR 与 M-EMS 一起使用有好处。然而在应用 TSR 时，如果铸坯过分回热，可能产生内部回热型裂纹。

Scunthorpe 厂在 115mm × 115mm 小方坯上进行了试验。该厂热轻压下的设计可以在拉速变化时热轻压下喷淋区长度保持在所需的液芯 $f_s$ 范围。该厂对喷淋水量、喷淋区长度和液芯 $f_s$ 之间的关系进行了研究。在应用热轻压下后小方坯的中心偏析并无改进。但轧成的 $\phi$5mm 棒材的偏析指数却平均降低 27%，最高降低 38%。在所有喷淋条件下，表面质量都没有问题。

Sidenor 厂为了得到理想的 $f_s$，热轻压下只能安装在 155mm × 155mm 和 185mm × 185mm 小方坯距弯月面 8.53m 和 9.67m 之间。在铸坯中心线的 $f_s$ 等于 1 时而不是 $f_s$ 在 0.2 ~ 0.7 之间时，热轻压下的效果最好。在生产 100Cr 钢用低拉速以保证最佳 $f_s$ 时，引起了中心回热型裂纹。当热轻压缩的水量增加时，回热裂纹变大。水量大于 100L/min 时，热轻压缩还恶化表面质量。

Scunthorpe 厂和 Sidenor 厂的经验都表明热轻压缩能改进中心偏析。但中心偏析的改进要与不产生内部回热型裂纹保持平衡。根据 Sidenor 厂的研究结果，中心偏析的改进还要与不产生表面裂纹保持平衡。

### 5.2 机械轻压下

Scunthorpe 厂提出用矫直辊的压力对小方坯的上面和下面进行压缩。机械轻

压下可以改进偏析，但却要以小方坯脱方为代价。据报道，有些厂家的150mm × 150mm 小方坯用3个夹辊来实现机械轻压下[6]。

## 6 浇注方法

用浸入式水口还是用定径水口浇注的效果不同。IJmuiden 厂在 140mm × 140mm 小方坯上的试验表明，偏析与浇注方法有关。用浸入式水口浇注可以使碳的偏析降低，特别是在过热度高时。

Scunthorpe 厂的 120mm × 120mm 小方坯也有类似的趋势。纵向硫印表明用浸入式水口浇注时，小方坯的中心孔隙也大为减少。用浸入式水口浇注时轧成棒材的偏析指数为 1.38，用定径水口时为 1.62。

## 7 小方坯尺寸

小方坯断面尺寸增加时，偏析区增大，但偏析区所占的断面百分比减少。

Sidenor 厂的 155mm × 155mm 和 185mm × 185mm 小方坯用 C50、C70 和 100Cr6 钢进行的对比试验表明：在冶金中心 185mm × 185mm 小方坯碳和硫的偏析大于 155mm × 155mm 小方坯。距冶金中心 9mm 处的负偏析，185mm × 185mm 小方坯显著高于 155mm × 155mm 小方坯。在半径 1/2 处的偏析 155mm × 155mm 小方坯稍高于 185mm × 185mm 小方坯。距冶金中心 9mm 处的负偏析随碳百分比的增加而增加，而在冶金中心的正偏析，并无这一明显趋势。

Scunthorpe 厂的数据表明，不仅碳的偏析随小方坯尺寸的增加而增加，而且偏析核心的面积也随之增加。120mm × 120mm、140mm × 140mm、180mm × 180mm 小方坯偏析核心的直径分别为 4mm、4 ~ 8mm、8 ~ 16mm。若偏析形态为强 V 型时，点状偏析物的面积和偏析程度均随小方坯尺寸的增加而增加，如硫印所示。

## 8 拉速

通常断面积越大，拉速就越低。Ispat-HSW 厂、IJmuiden 厂和 Scunthorpe 厂的数据表明拉速对偏析没有明显的影响。然而 Sidenor 厂从热轻压下的试验数据表明在拉速降低 20% 时，中心偏析减少，但半径 1/2 处的偏析增加。

## 9 结论

（1）根据钢水含碳量、过热度、拉速和二冷强度来确定液相穴的位置，从而来选定 F-EMS、TSR 和 MSR 的位置。

F-EMS、热轻压下和机械轻压下三者对减少小方坯中心偏析都有效。但三者都要求与液芯的 $f_s$ 相配合。在采用 F-EMS 的情况下还要求液芯直径最小。碳含

量越高，最佳的拉速应当越低，在 F-EMS 装置处的最佳液芯直径应当越小[7]。由于小方坯浇注条件的变化，这些要求很难达到。特别是用定径水口浇注时，这些要求更难达到。

（2）最成功的技术是强二冷。强二冷能改进中心偏析。应用强二冷时（用热轻压下也一样）有两个问题：产生内部回热裂纹和表面裂纹。所以必须求得改进偏析与不产生内部裂纹和表面裂纹之间的平衡。过热度和浇注方法对小方坯中心偏析有很大影响。过热度低（不高于 30K）时，中心偏析低。

总之，英国 4 家钢厂的经验是：为了降低高碳钢连铸小方坯的中心偏析，推荐用低过热度、强二冷和浸入式水口。D. Ameling 等采用的强冷却（高过热度、强二冷）[4,5] 来减少高碳钢连铸小方坯中心偏析的试验仍然要顾及对小方坯内部回热裂纹和表面裂纹的影响。

## 参 考 文 献


[1] Ludlow V, Normanton A, Anderson A, et al. Strategy to minimise central segregation in high carbon steel grades during billet casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2005(1):68 ~ 74.

[2] Järvinen P A. Production of homogeneous high carbon continuously cast billets for wire rod [C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1985: 185 ~ 190.

[3] Mori H, et al. Macrostructure and segregation in continuously cast carbon steel billets [J]. Trans. ISIJ, 1972(2):102 ~ 111.

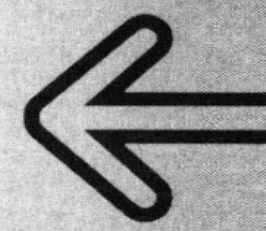
[4] Ameling D, Litterscheidt H, Schwerdtfeger K, et al. Effect of sharp cooling on the structure and macrosegregation of continuously cast billets [C] //Steelmaking Conference Proceedings, 1986: 387.

[5] 卢盛意. 连铸坯质量，第 2 版 [M]. 北京：冶金工业出版社，2000.

[6] Alan scholes, et al. Segregation in continuous casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2005 (2):101 ~ 108.

[7] Oh K S, Shin Y K, Chang Y W. The role of combination stirring and final stirring pool thickness on center defects of continuously cast high carbon steel blooms [J]. Iron and Steelmaker, 1994 (4):43.

# 5 有关包晶钢的理论



本专题讨论了连铸坯含碳0.1%和含碳0.18%时对铸坯表面质量的影响。对高碳钢连铸小方坯，既可采用扩大等轴晶区，又可采用扩大柱状晶区形成穿晶，来达到减少中心偏析的效果。

☆ 包晶钢的碳含量及相关的凝固收缩

☆ 有关连铸坯质量的几个问题（三）

# 包晶钢的碳含量及相关的凝固收缩

**摘　要**：对连铸生产 C = 0.1% 和 C = 0.18% 钢时包晶反应的凝固收缩进行了阐述。

**关键词**：包晶反应；线收缩；固液两相区

最近，有一些有关包晶钢研究的报道[1~3]，其作者大都认为连铸坯包晶钢的含碳量在 0.17% ~0.23% 之间，即在 Fe-C 相图上碳含量在包晶反应点附近，铸坯的凝固收缩最大。笔者拟就此问题进行一些讨论。

国外的文献中在连铸坯生产中经常谈到的包晶钢亦称中碳钢或称亚包晶钢。他们称之为包晶钢的碳含量，在 Fe-C 相图上不是位于包晶反应点 C = 0.18%，而是位于 C = 0.10%，即碳在 δ-Fe 中的最高含量，见图 1。

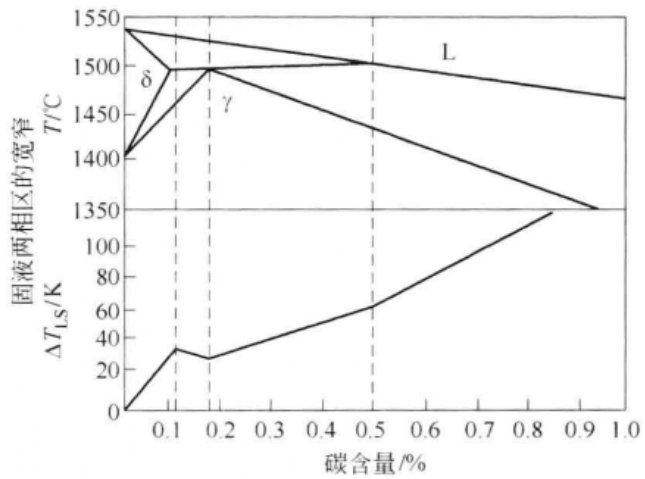



图 1　Fe-C 相图

C≈0.1% 时，在结晶器与坯壳之间形成的空隙最大。在 C < 0.1% 时或C > 0.1% 时，形成的空隙都不是最大。Grill 和 Brimacomb 认为在 Fe-C 相图上，当 C = 0.1% 时，坯壳在 1493℃ 以下不远处的高温区即在弯月面附近 100% δ-Fe 转化为 100% γ-Fe。所以相变收缩最大，收缩量大约为 4%，坯壳的线收缩最大，形成的空隙也最大，振痕也最深，表面裂纹也最容易产生。C < 0.1% 时，在高温区内坯壳的线收缩不是最大，结晶器与坯壳之间的空隙也不是最大。这是因为 δ-Fe 转化为 γ-Fe 的相变收缩不是集中在 1493℃ 以下不远处的高温区进行，而是分散在约 1493℃ 以下的较低温度区间进行。在此较低温度区间内坯壳的热收缩占优势，相变收缩不占优势，相变收缩对热流减少的影响也小。因此，低

碳铝镇静钢 C = 0.015% ~ 0.06% 产生表面裂纹的倾向也小。C > 0.1% 时，不生成 100% δ-Fe，因而相变收缩不是最大，空隙不是最大，相变收缩对热流的影响也小[4]。

通常说 CSP 工艺难以生产包晶钢，FTSR 工艺可以生产包晶钢，这里所说的包晶钢都指的是 C = 0.1% 的钢。例如，珠江钢厂用 CSP 工艺生产集装箱薄钢板时，避开国际标准 C≤0.12% 的包晶反应范围，采用珠钢厂标 C≤0.07% 的低碳钢范围。

在文献中 C≈0.09% ~ 0.12% 时通常称之为的包晶钢，笔者认为恰当的称呼应为亚包晶钢。

当连铸坯的 C = 0.18% 时（δ + L→100% γ）也容易引起铸坯表面裂纹并向铸坯内部延伸。Rian Dippenaar 等认为这是因为当 C = 0.18% 时，铸坯在凝固后形成的初生奥氏体晶粒粗大（直径大于 1mm），且晶粒垂直于铸坯表面（不是平行于铸坯表面），因而在奥氏体晶界上容易引起表面裂纹并向铸坯内部延伸[5]。前原泰裕认为在包晶反应点的碳含量对连铸坯塑性的影响与初生奥氏体晶粒大小有关。初生奥氏体晶粒越大，钢的塑性就越低。塑性越低，产生表面裂纹的倾向就越大[10]。另外，当碳含量在包晶反应点附近时，还容易形成粗大柱状晶。在形成粗大柱状晶的地方，坯壳往往不能均匀凝固。在粗大柱状晶附近处，坯壳容易形成凹陷[4]。

笔者曾在论述钢锭质量时试图用碳含量对锭壳线收缩的大小 $V_{线}$（锭壳脱离锭模内壁向内收缩所占的体积）来解释 C = 0.18% 时对铸坯表面质量的影响[7]。B. A. Ефинов 在碳含量不同的 6t 钢锭上研究了钢锭凝固时锭壳纵向线性自由收缩的大小与碳含量的关系，结果如图 2 所示[6]。

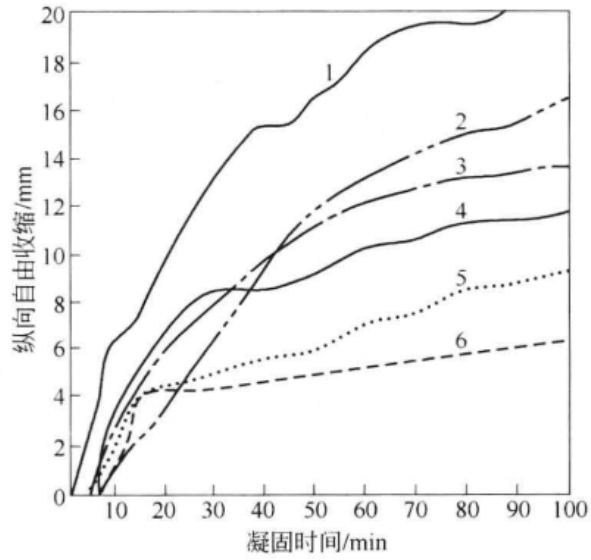



图 2 碳含量不同的钢锭在纵向上的自由收缩

1—20 钢；2—10Ti；3—40Cr；4—18CrMnTi；5—45Mn2；6—65Mn

从图 2 可见，碳含量越低，锭壳纵向线性自由收缩也越大，但在碳含量低的范围内却不是碳含量越低，纵向线性自由收缩也越大，而是 20 号钢的纵向收缩最大。图 2 中的纵坐标纵向线性自由收缩可以认为等于锭壳的线收缩 $V_{线}$，所以可以认为 20 号钢锭壳的 $V_{线}$ 最大。О. Н. Магницкий，Б. Б. Гуляев 研究了钢水含碳量对锭壳体积收缩 $V_{体}$ 的影响，$V_{体}$ 为钢锭凝固后缩孔所占的体积。结果如图 3 所示[8]。

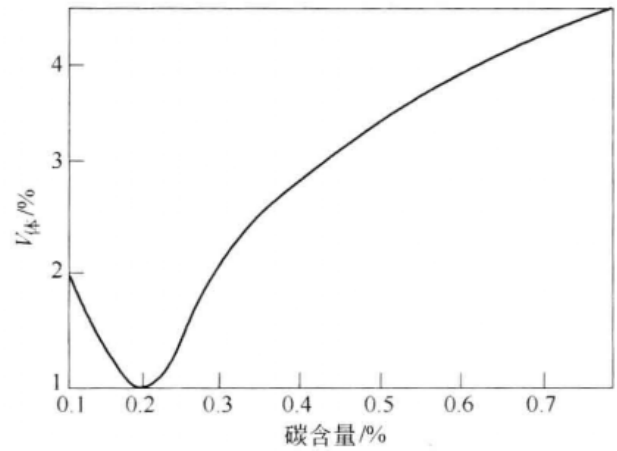



图 3　钢水碳含量对 $V_{体}$ 的影响

从图 3 可见，碳含量越高，$V_{体}$ 就越大。在碳含量低的范围内，C ≈ 0.18% 时的 $V_{体}$ 最小。钢锭在凝固后的总收缩 $V_{总} = V_{线} + V_{体}$。$V_{总}$ 可以认为是一个常数，大约等于 10% ~ 11%[4]，因而 $V_{体}$ 越小，$V_{线}$ 就越大，即 C = 0.18% 时，$V_{线}$ 最大。

笔者试图用钢水凝固过程中固液两相区的宽窄 $\Delta T_{LS}$（图 1）来说明钢水碳含量对 $V_{线}$ 的影响。当 C≈0.18% 时，即在包晶反应点时两相区最窄。两相区最窄时 $V_{线}$ 最大（图 4）。

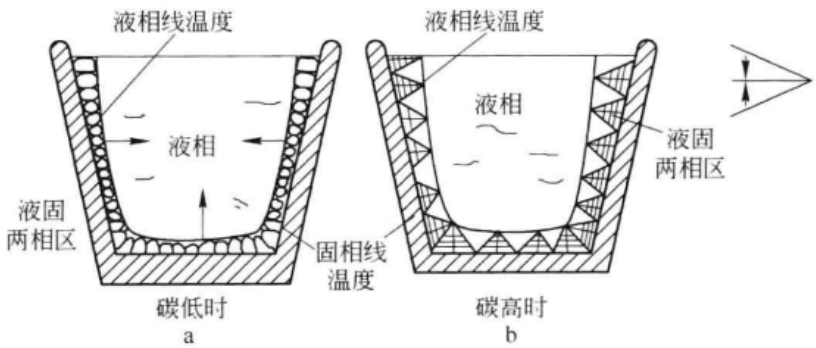



图 4　碳含量对 $V_{线}$ 和 $V_{体}$ 的影响

（图中的箭头表示凝固收缩的方向）

从图 1 可见，C = 0.18% 时固液两相区最窄。从图 4a 可见 C = 0.18% 时两相区内的一次枝晶最短，一次枝晶的间距也最小，这时钢锭外壳整体向内收缩，即 $V_{线}$ 最大。从图 1 可见，C 大于或小于 0.18% 时，固液两相区宽。从图 4b 可见，C 大于或小于 0.18% 时，两相区内的一次枝晶长，一次枝晶的间距也大，长的一次枝晶在收缩时彼此拉断，断缝被钢锭内部的钢水充填，所以钢锭外壳向内收缩小即 $V_{线}$ 小。

综上所述，小结如下：

（1）在国外的文献中所述的包晶钢都指的是 C = 0.1% 左右的钢，如 C = 0.09% ~ 0.11%，也有的文献将包晶钢称为中碳钢或亚包晶钢。

（2）笔者建议将 C≈0.1% 的钢称为亚包晶钢，将 C≈0.18% 的钢称为包晶钢。在使用包晶钢一词时，最好注明所指的碳含量在什么范围。

（3）迄今对包晶钢的研究多为 C≈0.1% 的亚包晶钢，很少涉及 C≈0.18% 的包晶钢。锰对包晶反应点的碳含量在 Fe-C 相图上有向左移的影响。例如当钢中含锰 1.6% 时，Fe-C 相图上的包晶反应点从 C = 0.18% 移到 C = 0.13%。

（4）亚包晶钢 C = 0.10% 时铸坯表面的裂纹敏感性高是由于在高温时 100% δ-Fe 转化为 100% γ-Fe 时坯壳的 $V_{线}$ 大。包晶钢 C = 0.18% 时的裂纹敏感性与铸坯表面初生奥氏体晶粒粗大或与钢水凝固过程中两相区最窄有关。

（5）亚包晶钢目前还没有用 CSP 工艺来生产的实例。亚包晶钢虽可用 FTSR 工艺来生产，但拉速要大幅度降低。

（6）珠钢 EAF-CSP 集装箱板用低碳钢 C≤0.07% 取代亚包晶钢 C≤0.12% 取得成功，值得关注[7]。

SAE（美国汽车工程师协会）为了检验 1015-20 钢的硅含量对裂纹的影响，将硅含量分为两类，结果见表 1[9]。

**表 1 硅含量对裂纹的影响**

| Si/% | 数量/万 t | 相对报废率/% |
|---|---|---|
| 0.15 ~ 0.25 | 10 | 100 |
| 最高 0.10 | 20 | 60 |

## 参 考 文 献

[1] 郑伟栋. SS400 薄板坯表面纵裂的控制 [J]. 连铸，2007(4):19 ~ 21.

[2] 韩永刚，何庆文，梁建国. 20 号钢连铸坯表面凹陷成因及对策 [J]. 连铸，2007(4):24 ~ 26.

[3] 王宝刚，李颖斌，杨杰，等. 薄板坯连铸低碳冷轧用钢保护渣的研究与开发 [J]. 连铸，2007(4):39~42.

[4] Rellermeyer H. Die physikaliche chemie der Eisen und stahlerzeugung, Verlag stahleisen M. B. H., Düsseldorf, 1964.

[5] Rian Dippenaar, Chun SuK, Szekeres E S. Strand surface cracks. The role of abnormally large prior austenite grains. Proceedings of the iron & steel technology conference, Vol. I, Ais Tech., 2006, 833~843.

[6] Ефимов В А. Стальноц слцток, Метамугиэдат, Москва, 1961: 62.

[7] 卢盛意. 改进连铸薄板钢质量的几项操作 [J]. 炼钢，2007,23(5):53~57.

[8] Вишняков, идрА В. изв. Вузов Черн. Мет., 1973(8):54.

[9] Pearson O. Open Hearth, Proc., 1945: 368.

[10] 前原泰裕，ほか. 低合金鋼凝固材の高温延性におよぼす炭素の影響 [J]. 鉄と鋼，1985 (11): 1534.

# 有关连铸坯质量的几个问题（三）

**摘 要**：对连铸坯为何不能生产沸腾钢、减少高碳钢连铸小方坯中心偏析的两种相反的思维和优化的钢包渣进行了讨论。

**关键词**：沸腾钢；中心偏析；钢包渣

## 1 为什么连铸坯只能用镇静钢来生产

模铸锭可以生产成沸腾钢、半镇静钢和镇静钢，而连铸坯只能生产成镇静钢。

沸腾钢的表面质量好，这是因为沸腾钢的坚壳带在形成时受到在凝固前沿上对流循环钢水的冲洗。但锭模断面太小时，空间太小难以容纳对流循环钢水，因而难以形成足够致密厚度的坚壳带。连铸坯的断面小，难以用沸腾钢来生产。此外，沸腾钢还要求注速低。在连铸生产初期，前苏联曾试图用连铸坯来生产沸腾钢，但都以失败而告终[1]。

模铸半镇静钢是为了减少切头。连铸坯不存在这方面的问题，所以没有必要生产成半镇静钢。

在连铸生产初期为了得到像沸腾钢那样洁净的铸坯表面曾用沸腾钢的替代品（rim steel substitude）和准沸腾钢（pseudo-rimmed steel）来生产连铸坯。这两者都是镇静钢。前者的成分为：0.06% $C_{最高}$，0.05% ~0.10% Si，0.30% ~0.50% Mn，0.005% $Al_{最高}$，后者的成分为：0.04% C，0.01% Si，0.25% Mn，0.015% P，0.014% S，0.006% Al。

前者是用硅脱氧的镇静钢，后者是用铝脱氧的镇静钢，并用 RH-OB 进行生产。

## 2 减少高碳钢连铸小方坯中心偏析的传统思维和逆向思维

早年前，高碳钢很少用连铸小方坯来生产。这是因为与低碳钢相比，高碳钢小方坯的柱状晶长，因而中心宏观偏析严重。1997 年以前轮胎钢丝等容易偏析的高碳钢几乎都用连铸大方坯来生产。这是因为大方坯的浇注温度低，有利于形成等轴晶结构；又因为大方坯在轧制时的压缩量大，两者都有利于减少偏析。1997 年英国 4 家钢厂（Scunthorpe、Sidenor、Ispat-HSW、IJmuiden）共同研究了影响连铸小方坯高碳钢中心偏析的因素，这些因素包括：钢水过热度、二次冷却

强度、电磁搅拌（EMS）、热轻压下（TSR）、机械轻压下（MSR）、小方坯尺寸等[2,3]。

Ispat-HSW 厂的 120mm × 120mm、125mm × 125mm、130mm × 130mm 3 类小方坯的试验数据表明，碳和硫的偏析与过热度有显著关系。过热度越低，偏析也越低。该厂建议将过热度降低到 25℃以下。

IJmuiden 厂的 140mm × 140mm 小方坯与 Scunthorpe 厂的 140mm × 140mm 和 180mm × 180mm 小方坯的数据也表明过热度低时偏析减少。但这两个厂的 120mm × 120mm 小方坯的碳和硫的偏析都与过热度无关。

强二冷可以使中心缩孔变小，因而可以改善中心偏析。Scunthorpe 厂、Sidenor 厂和 IJmuiden 厂的试验表明强二冷可以改善偏析，但二冷强度的提高要以不产生回热型内裂和不恶化表面质量为限。图 1 为 Ispat-HSW 厂的二冷强度对碳和硫偏析比的影响。

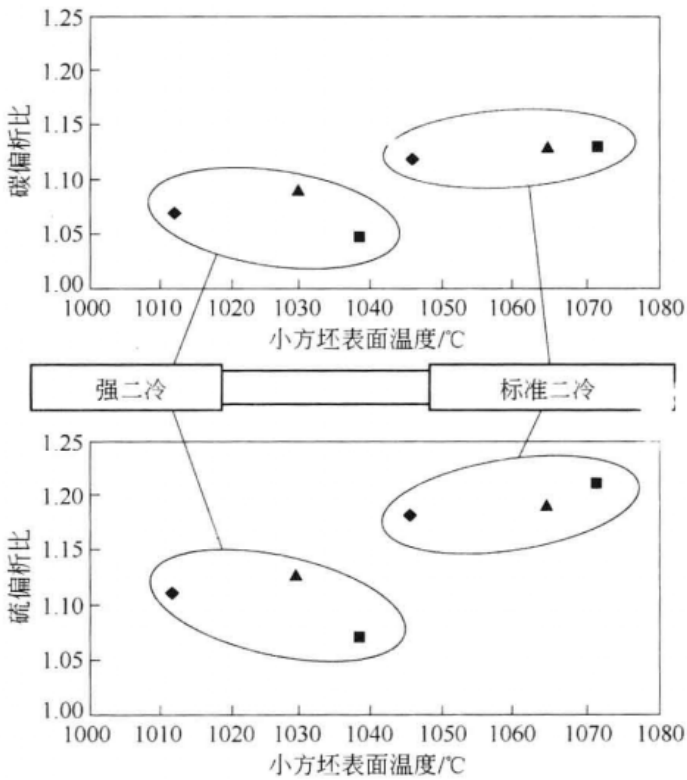



图 1 Ispat-HSW 强二冷小方坯碳和硫的偏析与标准二冷的对比

从图 1 可见，采用标准二冷时小方坯的表面温度为 1040 ~ 1080℃，采用强二冷时表面温度比标准二冷降低了 30℃，碳和硫的偏析比也随之降低。

M-EMS（结晶器电磁搅拌）对中心偏析减少的影响类似于用低过热度钢水浇注。M-EMS 与 F-EMS（末端电磁搅拌）一起使用可以增大使偏析减少的效果。M-EMS 对去除中心偏析有益，但产生的等轴晶结构却容易产生 V 型偏析，而 F-

EMS 却容易拆散 V 型偏析。Scunthorpe 厂的试验结果为 F-EMS 可以改进140mm × 140mm 和 180mm × 180mm 小方坯的中心偏析，但不能改进 120mm × 120mm 小方坯的中心偏析。

此外，采用热轻压下和机械轻压下也都对减少中心偏析有好处。

上述采用低过热度钢水、采用 EMS 来减少高碳钢小方坯中心偏析的思维方式是从减少柱状晶的长度来考虑的。这种思维方式可以称为传统思维。D. Ameling 等采用与传统思维相反的逆向思维来减少中心偏析。他们采用高过热度钢水、超强二冷使高碳钢小方坯的柱状晶长度增加，使之延长到铸坯中心成为穿晶。在这种穿晶的情况下，也能减少中心偏析。他们的试验结果与传统思维的对比见表 1[4]。

**表 1 减少中心偏析的两种思维方式**

| 思维方式 | 冷却方式 | 浇注温度 | 二冷比水量 | 二冷区长度 | 小方坯的铸态组织 | 宏观偏析 | 浇注时水口堵塞 | 铸坯表面上的氧化铁皮 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 传统 | 弱冷却 | 低 | 低 | 长（5 个区） | 非穿晶 | 小 | 难以避免 | 加速生成（由于铸坯表面的温度高） |
| 逆向 | 强冷却 | 高 | 高（2.5 倍） | 短（4 个区） | 穿晶 | 小 | 可以避免 | 减慢生成（由于铸坯表面的温度低） |

注：1. 钢的碳含量为 0.55% ~0.85%，小方坯尺寸为 105mm × 105mm；

2. 强冷却只适用于断面小的高碳钢小方坯。

从表 1 可见，为了得到穿晶，钢水碳含量要高、铸坯断面要小，要用过热度高的钢水浇注，要用超强二冷，但该文作者没有谈及这种逆向思维方式对由回热产生的内裂及对表面裂纹的影响。

为何上述采用低过热钢水、采用 F-EMS 多不能改善 120mm × 120mm 高碳钢小方坯的中心偏析，笔者试图对此问题进行讨论。

笔者推论 120mm × 120mm 高碳钢小方坯的柱状晶与 140mm × 140mm、180mm × 180mm 相比更接近于铸坯中心，因此要将柱状晶更多地转化为等轴晶，使柱状晶前端更多地远离铸坯中心才能减少中心偏析。根据 V. Ludlow 等的传统思维方式还难以对 120mm × 120mm 小方坯实现这种足够的转化，虽然对 140mm × 140mm 和 180mm × 180mm 小方坯可以实现这种转化。

120mm × 120mm 高碳钢小方坯的柱状晶前端与 105mm × 105mm 小方坯相比，距铸坯中心远一些，因此 120mm × 120mm 小方坯实现穿晶的难度要比 105mm × 105mm 小方坯大。120mm × 120mm 高碳钢小方坯能否按逆向思维实现穿晶并在此基础上不产生内裂也不产生表面裂纹，尚有待于实践考查。

## 3 钢包炉（LF）渣成分的优化

钢水在 LF 内精炼是生产优质钢必不可少的环节。LF 精炼可以降低［S］和［O］，优化 LP 精炼可以使在中间包内没有必要设置挡墙。由于在 LP 精炼时已将钢水洁净度提高到相当高的程度，因而除对洁净度要求特别高的钢种外，在中间包内可以不设挡墙[5]。苏天森[6]在赴欧洲考察报告中说："德国马普斯所与技术中心一项研究表明，中间包挡墙促进夹杂上浮等作用不明显，欧洲无挡墙中间包技术已在各个厂推广使用。"

LF 精炼可以用硅脱氧取代铝脱氧，将［O］控制在与铝脱氧不相上下的水平，可以减少水口堵塞。Nucor Hertford 钢厂生产的低氧低硫 C = 0.16% 的钢原来用铝镇静钢来生产，后来改用硅镇静钢来生产。用硅脱氧时，为了将［O］控制在低于 0.0008%，该厂选定的钢包渣成分见表 2。

**表 2 Nucor Hertford 钢厂选定的 LF 渣成分**

| 成分/% | | | | | $\frac{(Al_2O_3)}{(SiO_2)}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| [Si] | (CaO) | (MgO) | ($SiO_2$) | ($Al_2O_3$) | |
| 0.16 | 53 ~ 55 | 8 ~ 10 | < 17 | > 18 | 1 ~ 1.25 |
| 0.25 | 50 ~ 52 | 8 ~ 10 | 18 ~ 20 | 18 ~ 20 | 1 |

LF 渣 FeO + MnO 的控制要依钢种而异。在生产用于易拉罐（D&I，drawn and ironed）的 LCAK 钢时，要求将 LF 渣的（FeO + MnO）控制在 0.9% ~ 1.3%。这样既可以使钢中 $Al_2O_3$ 夹杂减少，保证易拉罐的表面质量，也可以防止 $Al_2O_3$ 堵塞水口。在生产铝镇静钢时，如果 LF 渣脱氧不足，（FeO + MnO）> 8% 时，$3(FeO) + 2(Al) \rightarrow (Al_2O_3)$，这会引起水口堵塞和表面缺陷。如果 LF 渣脱氧过度，（FeO + MnO）< 2% 时，则钢中夹杂物（$MgO \cdot Al_2O_3$，$CaO \cdot Al_2O_3$ 和 $Al_2O_3$）增加。这些夹杂物也会使水口堵塞和引起钢的质量缺陷[7]。U. S. Steel Gary Works 在生产 TisuLCAK IF 钢时，将 LF 渣控制在 4% ~ 8% 范围内，以减少在 IF 钢内形成条片。POSCO 在用铝镇静钢生产轴承钢时，在 RH 处理后将 LF 渣的 (CaO)/($Al_2O_3$) 从 2.0 ~ 4.4 改为控制在 1.7 ~ 1.8 时，将钢水中的 $Al_2O_3$ 夹杂去除到顶渣中最有效，从而将[O]从 0.0010% ~ 0.0016% 降低到 0.0005% ~ 0.0008%[5]。

综上所述，对优化 LF 渣应当给予更多的关注。

## 参 考 文 献

［1］卢盛意．钢锭质量［M］．北京：冶金工业出版社，1990：5.

[2] 卢盛意. 影响高碳钢连铸小方坯中心偏析的因素 [J]. 连铸, 2006(6):22 ~ 31.

[3] Ludlow V, Normanton A, Anderson A, et al. Strategy to minimise central segregation in high carbon steel grades during billet casting [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2005(1):68 ~ 74.

[4] Ameling D, Litterscheidt H, Schwerdtfeger K, et al. Effect of sharp cooling on the structure and macrosegregation of continuously cast billets [C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1986, 387.

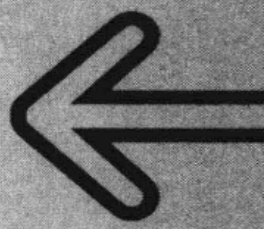
[5] 卢盛意. 钢包炉 (LF) 渣的功能和选用 [J]. 炼钢, 2006, 22(10):46 ~ 51.

[6] 卢盛意. 板坯连铸中间罐挡墙的设置问题 [J]. 炼钢, 2005, 21(6):58 ~ 60.

[7] Meszaros G A, Goldsmith G E, Nickerson I M, et al. Productivity and cost improvements using a real-time slag conditioning practice at U. S. Steel Gary Works [J]. Iron and Steel Technology, 2005(11):49 ~ 56.

[8] 廖俊, 林俊, 刘占军, 等. 控制沸腾钢连铸皮下气泡的工艺研究[J]. 连铸, 2007(3): 9 ~ 11.

# 6 影响连铸板坯质量的基础知识



本专题介绍了拉速提高、拉速变化、机型、振动等对板坯质量影响的基础知识。

- ☆ 连铸板坯包晶钢的纵裂问题
- ☆ 板坯连铸拉速提高对铸坯质量的影响
- ☆ 板坯连铸拉速变化对铸坯质量的影响
- ☆ 机型和结晶器对板坯质量的影响
- ☆ 减少连铸板坯中心偏析的措施
- ☆ 结晶器振动对铸坯表面质量的影响
- ☆ 连铸异型坯的主要缺陷

# 连铸板坯包晶钢的纵裂问题

**摘　要**：介绍包晶钢板坯宽面纵裂的形成机理及消除纵裂所采取的措施。

**关键词**：连铸板坯；包晶钢；纵裂

## 1　包晶钢板坯宽面纵裂形成机理

碳含量在0.1%左右的钢称为包晶钢或称亚包晶钢、凹陷型钢和中碳钢。包晶钢连铸板坯容易产生纵向和横向凹陷及随之产生的纵裂和横裂，因而一些钢厂避免生产包晶钢连铸板坯。如图林根钢厂生产的异型坯控制 C = 0.06% ~ 0.08%[1]；纽柯钢厂避免生产 C = 0.065% ~ 0.15% 的薄板坯；达涅利开发的灵活型薄板坯连铸机虽可生产 C = 0.08% ~ 0.10% 的包晶钢，但拉速（$v_c$）要降低到 3.8m/min，而生产其他含碳量的钢种时，$v_c$ 可以提高到 5.5m/min[2]。从 Fe-C 相图可见，当钢中 C = 0.1% 时，在弯月面附近高温下初生坯壳 100% δ 相转化为 100% γ 相，伴随坯壳的线收缩（$V_{线}$）最大，约为 4%，因而初生坯壳与结晶器热面之间的空隙最大；对不锈钢来说，从 Fe-Cr-Ni 相图可见，当 Ni′/Cr′ = 0.55（Ni′为 Ni 当量，Cr′为 Cr 当量，304 不锈钢即相当于 Ni′/Cr′ = 0.55）初生坯壳的空隙也最大[3]。

由于包晶钢连铸板坯初生坯壳的 $V_{线}$ 最大，初生坯壳宽面中部在钢水静压力的作用下受到的弯边应力也最大，因而在宽面中部容易产生纵裂或纵向凹陷。包晶钢连铸板坯越宽受到的弯边应力越大，纵裂越容易产生；反之纵裂的倾向越小，所以小方坯一般不会产生面中部纵裂。不锈钢 304 在高温时的蠕变速率高于 C = 0.1% 的碳钢，应力松弛也快于碳钢，所以 304 不锈钢板坯表面容易形成偏离角纵向凹陷，而 C = 0.1% 的碳钢容易形成偏离角纵向裂纹。

包晶钢连铸板坯初生坯壳形成的空隙大，使其还伴随有如下特点：

（1）包晶钢初生坯壳虽然容易产生纵裂，但初生坯壳产生黏结的倾向却很小。

（2）C = 0.08% ~ 0.15% 包晶钢的振痕深度大于 C < 0.08% 或 C > 0.15% 的碳钢，振痕深时在振痕底部容易产生横裂及裹渣。304 不锈钢板坯的振痕深度如果大于 0.3mm，铸坯要经过修磨才能进行轧制。

为了减少振痕深度，浦项钢厂包晶钢传统板坯的保护渣耗量（$Q_s$）可以稍低于低碳钢，包晶钢的 $Q_s$ = 0.26kg/m$^2$，低碳钢的 $Q_s$ = 0.3kg/m$^2$[4]。另外，为了减少振痕深度，包晶钢传统板坯的最小负滑动时间（$t_n$）可以稍低于低碳钢，包

晶钢的最小 $t_n = 0.07 \sim 0.1$s，低碳钢的最小 $t_n = 0.1$s[4]。

（3）在结晶器出口处包晶钢坯壳的厚度薄，见表1。

**表1 在结晶器出口处坯壳的厚度**

| 钢中含碳量/% | 测量出的坯壳厚度/mm | 计算出的坯壳厚度/mm |
|---|---|---|
| 0.05 | 8.5 | 8.0 |
| 0.09 | 7.0 | 7.1 |
| 0.12 | 未测 | 6.0 |
| 0.15 | 9.5 | 9.4 |
| 0.42 | 9.5 | 9.4 |

## 2 消除纵裂采取的措施

为了消除包晶钢板坯的纵裂，要减少从铸坯传往结晶器的热流，特别是要减少从弯月面传往结晶器的热流，使初生坯壳生长均匀。为了减少热流，应选用结晶温度（$T_c$）高的保护渣。内陆钢厂生产传统板坯包晶钢（C = 0.07% ~0.10%）所用保护渣的性能和 $v_c$ 与低碳钢的区别见表2。浦项钢厂生产传统板坯包晶钢（C = 0.08% ~0.14%，$v_c = 1 \sim 1.2$m/min），试用结晶比高的保护渣QC，见表3。

**表2 包晶钢和低碳钢所用保护渣性能和$v_c$的区别**

| 保护渣性能 | 包晶钢 | 低碳钢 |
|---|---|---|
| 凝固温度 $T_s$/℃ | ↑ 1140 ~ 1220 | ↓ 1040 ~ 1060 |
| 结晶温度 $T_c$/℃ | ↑ | ↓ <950 |
| $CaO/SiO_2$ | ↑ >1 | ↓ =1 |
| $v_c$/m · min$^{-1}$ | ↓ 1.22 | ↑ 1.4 |
| 凝固系数 $K$/mm · min$^{-1/2}$ | ↓ 18.25 | ↑ 20.25 |

注：↑表示高，↓表示低。

**表3 保护渣成分和性能对包晶钢纵裂的影响**

| 保 护 渣 | 通 用 型 | 试用型 QC |
|---|---|---|
| $CaO/SiO_2$ | 1.1 | 1.3 |
| $Al_2O_3$/% | 7.6 | 3.6 |
| $(Na_2O + K_2O)$/% | 9.0 | 4.6 |
| F/% | 5.6 | 7.6 |
| 熔点/℃ | 1154 | 1145 |
| $\eta_{1300}$/Pa · s | 0.20 | 0.13 |
| 结晶比/% | 0.7 | 83.6 |
| 纵裂指数（C = 0.10% ~0.14%） | 10 | 0.5 |

注：结晶比（%）$= \dfrac{\text{渣膜中结晶层的厚度}}{\text{渣膜总厚度}} \times 100\%$。

为了提高结晶比，应当选用 $CaO/SiO_2 > 1.2$（≤ 1.5）、$F > 5\%$、$Al_2O_3 < 5\%$、$B_2O_3 < 2\%$、$MgO < 5\%$ 的保护渣。传统板坯高 $v_c$（$v_c = 1.4 \sim 2.0$m/min）包晶钢（$C = 0.08\% \sim 0.16\%$）用的保护渣见表 4。这些保护渣的特点是 $T_c$ 高（>1100℃），$\eta_{1300}$低（约 0.05Pa·s），保护渣的预熔比 >75%，其中保护渣 C 对减少纵裂的效果最好。

**表 4　传统板坯包晶钢高$v_c$用的保护渣**

| 保 护 渣 | A | B | C |
|---|---|---|---|
| $CaO/SiO_2$ | 1.42 | 1.47 | 1.46 |
| $Al_2O_3$/% | 3.5 | 3.5 | 3.1 |
| MgO/% | 1.7 | 2.6 | 0.8 |
| $Li_2O$/% | 3.0 | 3.0 | 3.1 |
| $\eta_{1300}$/Pa·s | 0.05 | 0.06 | 0.05 |
| 软化温度/℃ | 1030 | 895 | 895 |
| $T_c$/℃ | 1142 | 1125 | 1145 |

304 不锈钢板坯纵向凹陷的形成与碳素包晶钢纵裂的形成相似。根据浦项钢厂的研究，纵向凹陷的形成与液面起伏大和保护渣耗量不合适有关。液面起伏与塞头被侵蚀和浸入式水口（SEN）浸入深度不合适有关。塞头被侵蚀的程度与塞头材质有关，见表 5。表 5 中 A 型塞头含 $SiO_2$ 高，容易被侵蚀，塞头被侵蚀后，会引起液面起伏；C 型塞头不含 $SiO_2$，含 $Al_2O_3$ 最高，耐蚀性最好。SEN 浸入太浅，液面不稳定，浮渣被裹入；浸入太深，液面冻结，形成凹陷；最佳浸入深度与板坯尺寸有关，见表 6。

**表 5　塞头材质**　（%）

| 材　质 | A（通用型） | B | C | D |
|---|---|---|---|---|
| C + SiC | 30 | 28 | 25 | 27 |
| $Al_2O_3$ | 52 | 69 | 75 | |
| $SiO_2$ | 10 | | | 6 |
| MgO | | | | 64 |

**表 6　SEN 最佳浸入深度**

| 板坯尺寸/mm × mm | SEN 最佳浸入深度/mm | 板坯尺寸/mm × mm | SEN 最佳浸入深度/mm |
|---|---|---|---|
| 1045 × 200 | 110 | 1560 × 200 | 130 |
| 1270 × 200 | 120 | | |

保护渣的成分和性能对凹陷和振痕深度有影响。试用的保护渣成分和性能见表 7。表 7 中最合适的保护渣 B 耗量为 0.40 ~ 0.45kg/t 钢，此时凹陷最小，振痕

也最浅（小于250μm）。

**表7 304不锈钢试用的保护渣成分和性能**

| 保 护 渣 | A | B | C |
|---|---|---|---|
| $CaO/SiO_2$ | 1.19 | 1.27 | 1.27 |
| $Al_2O_3$/% | 6.7 | 6.8 | 6.4 |
| $Na_2O$/% | 8.3 | 9 | 11.2 |
| $\eta_{1300}$/Pa·s | 1.5 | 1.1 | 0.8 |
| 熔点/℃ | 1064 | 1047 | 1034 |

鹿岛制铁所在试验用薄板坯连铸机上用优化的结晶器保护渣C（表8），可以将包晶钢（成分为C=0.09%～0.12%，Si=0.05%～0.11%，Mn=0.30%～0.60%，Al=0.03%～0.07%）薄板坯（1000mm×90mm[5]）的$v_c$从3.0m/min提高到5.0m/min，板坯的纵裂指数为0。该厂认为，包晶钢薄板坯保护渣的设计原则，应满足在液渣凝固时析出尽可能多的晶体相枪晶石（$3CaO \cdot 2SiO_2 \cdot CaF_2$）。这种保护渣有$CaO\text{-}SiO_2\text{-}Na_2O\text{-}CaF_2$ 4个组分，不含$Al_2O_3$和MgO，因为$Al_2O_3$和MgO都降低$T_c$，促使玻璃相生成。根据这一原则，设计出三种保护渣，见表8。

**表8 包晶钢薄板坯用的保护渣**

| 保护渣 | $CaO/SiO_2$ | $CaF_2$/% | $Na_2O$/% | $TCaO/SiO_2$ | $T_s$/K | $\eta_{1300}$/Pa·s |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A | 0.85 | 20.5 | 10.0 | 1.30 | 1482 | 0.07 |
| B | 1.01 | 20.5 | 10.0 | 1.50 | 1496 | 0.06 |
| C | 1.15 | 24.7 | 8.0 | 1.80 | 1509 | 0.04 |

由于$F^-$与$Na^+$的结合能力大于$F^-$与$Ca^{2+}$的结合能力，所以在液渣中有如下反应：$(CaF_2)+(Na_2O)\rightarrow(CaO)+2(NaF)$。反应后在液渣中有5个组分即$CaO\text{-}SiO_2\text{-}Na_2O\text{-}CaF_2\text{-}NaF$，液渣凝固时恰好形成晶体相枪晶石。

在弯月面以下约10mm处，保护渣B和C的渣膜厚度都为0.6～1.6mm，但B的渣膜内有玻璃相，C的渣膜内没有玻璃相，只有晶体相枪晶石，所以从C传往结晶器的热流小于B，因而使初生坯壳凝固均匀。用保护渣C的$v_c$=5.0m/min时，板坯的纵裂指数为0，此时在弯月面以下45mm处的热流=2.8MW/m²；而用保护渣A和B当$v_c$=3.5m/min时，在同一地点的热流就已达到2.8MW/m²。

为了减少薄板坯拉坯时的液面起伏，要采取措施将$U$系数（或在弯月面处钢水的流动速度）控制在0.2～0.6m/s之间[6]。为此目的，可以采用电磁制动、试用椭圆形SEN取代圆形SEN[7]、增加SEN的向下倾角和浸入深度等。

可见，为消除包晶钢板坯的纵裂，不降低或少降低$v_c$，首先要优化结晶器保

护渣成分设计，提高其 $T_s$ 和 $T_c$，使液渣凝固时形成晶体相枪晶石而不形成玻璃相，并采取措施将液面起伏控制在一定范围。

## 参 考 文 献


[1] Heinz Hoedl, Wimmer F, Mayrhofer F K, et al. Beam blank casting technology [J]. AISE Steel Technology, 2002(9):26.

[2] 卢盛意. 连铸坯质量 [M]. 第2版. 北京：冶金工业出版社，2000.

[3] 卢盛意. 连铸坯质量 [M]. 北京：冶金工业出版社，1994.

[4] Kwon O D, Choi J, Lee I R, et al. Optimization of mold oscillation pattern for the improvement of surface quality & lubrication in slab continuous casting[C]//Steelmak. Proc., 1991: 561.

[5] 花尾方史，川本正幸，原昌司ほか. 亚包晶钢スラズの高速连续铸造用モールドフラックス [J]. 鉄と鋼，2002(1):23.

[6] Rocky Shah, Rich Gass, John Knoepke, et al. Going straight—the vertical bending conversion concept for the 2—strand slab caster at Ispat Inland [J]. AISE Steel Technology, 2002(9):53.

[7] 吉田仁，井口学，横谷真一郎. 楕圆断面有すそ浸渍ノズルにすそモールドパウダー巻きけみ抑制 [J]. 鉄と鋼，2002(5):36.

# 板坯连铸拉速提高对铸坯质量的影响

**摘 要**：对板坯连铸拉速提高及相关的质量问题（如宽面中部纵裂，偏离角纵裂）和黏结漏钢等进行了讨论，并提出解决这些问题的措施。

**关键词**：板坯连铸；拉速提高；铸坯质量

## 1 引言

在连铸生产的诸多技术参数中，拉速 $v_c$ 是至关重要的一项。纵观连铸的发展历史，提高拉速是一个重要的方面。连铸的技术进步也多是围绕着 $v_c$ 的提高来实现的。提高 $v_c$ 可以增加铸机产量，减少铸机台数或流数，还可以提高铸坯表面温度有利于热送。日本 20 世纪 70 年代末～80 年代初板坯连铸的发展多涉及从中低 $v_c$（$v_c \leqslant 1.2$m/min）提高到高 $v_c$（$v_c = 1.3 \sim 1.8$m/min），并同时解决相关的铸坯质量问题。1986 年福山制铁所 5 号板坯连铸机的 $v_c$ 高达 2.2m/min。近年来薄板坯连铸的问世，要求将 $v_c$ 提高到更高的水平。例如美国纽柯薄板坯连铸机的 $v_c = 4.5 \sim 6$m/min。

提高 $v_c$ 要求延长铸机长度和增加二冷区喷淋水量。卢肯斯钢铁公司板坯连铸机在 1971 年投产时的 $v_c = 0.76$m/min，冶金长度为 15.2m；1989 年 $v_c$ 提高到 1.02m/min 时，冶金长度延长到 19.2m。水岛制铁所 5 号板坯连铸机 1973 年投产时的 $v_c = 0.9 \sim 1.4$m/min，1979 年以后 $v_c$ 提高到 1.4～1.8m/min，将二冷区长度从 16.3m 延长到 32.3m（铸机长度为 32.3m）；比水量从 1.65L/kg 增加到 2.3L/kg。纽柯 Berkeley 厂薄板坯连铸机在 1996 年 9 月投产，此铸机的冶金长度是迄今所建造的薄板坯连铸机最长的，可以用高于纽柯 Hickmann 厂薄板坯连铸机的 $v_c$ 进行浇注。

$v_c$ 提高对负滑动时间 $t_n$、保护渣耗量、结晶器内钢水凝固等有关过程的影响，见表 1。

**表 1 $v_c$ 提高对结晶器内钢水凝固等有关过程的影响**

| $v_c$ | 负滑动时间 $t_n$ | 保护渣耗量 | 液态渣膜厚度 | 固态渣膜厚度 | 传往结晶器的热流 | 结晶器热面温度 | 铸坯表面温度 | 坯壳厚度 | 坯壳的凝固收缩 | 保护渣黏度 | 渣圈厚度 | 振痕深度 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ↑ | ↓ | ↓ | ↓ | ↓ | ↑ | ↑ | ↑ | ↓ | ↓ | ↓ | ↓ | ↓ |

注：↑表示增加，↓表示减少。

## 2 $v_c$提高对结晶器设计的影响

$v_c$ 提高后，结晶器的长度应当增加。传统板坯的结晶器长度从低 $v_c$ 时的700mm 增加到了高 $v_c$ 时的 900mm 或更长；薄板坯的结晶器长度为1000～1200mm。

$v_c$ 提高后，结晶器热面温度升高，为了防止黏结，结晶器铜板厚度应当减薄，见表2。

**表2 $v_c$提高对结晶器铜板厚度的影响**

| 板坯连铸机 | 伯利恒 | | 福山5号 | 薄板坯连铸 |
|---|---|---|---|---|
| $v_c$/m·min$^{-1}$ | <1.4 | >1.4 | 2～2.5 | 5～6 |
| 铜板厚度/mm | 55 | 48 | 33～40 | 20～25 |

$v_c$ 提高时，窄面铜板的锥度应随之减少。同时，结晶器水槽结构、铜板材质和镀层也都要与 $v_c$ 的提高相适应。

## 3 $v_c$提高对 $t_n$ 的影响

$v_c$ 提高使 $t_n$ 减少，因而使振痕深度和板坯横裂减少；但 $v_c$ 提高后，保护渣耗量减少和结晶器热面温度升高，因而容易产生黏结漏钢（特别是高碳钢连铸板坯）。所以 $t_n$ 要兼顾减少横裂和减少黏结漏钢两个方面。英国一些钢厂当 $v_c$ 在中、低范围时，为了兼顾这两方面采用 $t_n$=0.25s。

卢肯斯钢铁公司的板坯连铸机当 $v_c$ 从 0.76m/min 提高到 1.02m/min 时，为了保持 $t_n$ 不变（$t_n$ = 0.177s），将振程 $S$ 从 4.6mm 增加到 6.4mm，振频 $f$ = 120c/min 保持不变。

## 4 $v_c$提高对偏离角纵裂漏钢的影响

$v_c$ 提高后容易产生偏离角纵裂漏钢，这与 $v_c$ 提高后板坯窄面容易凸出有关。为了消除因 $v_c$ 提高而引起的偏离角纵裂漏钢，可以增加窄面铜板锥度，延长窄面足辊的支撑长度或将窄面足辊移到窄面锥度线以内。$v_c$ 提高后，窄面铜板最好采用抛物线型。

水岛制铁所5号板坯连铸机的结晶器长度为700mm，$v_c$ 提高后遇到的最大困难是偏离角纵裂漏钢。饭田义治等人认为该铸机700mm长的结晶器对防止偏离角裂漏钢极为不利。

为了减少偏离角纵向凹陷，在结晶器正下方窄面要有足够的水量。距宽面中心线远处（包括宽面的偏离角部）水量不足，也能增加偏离角纵向凹陷。

## 5 $v_c$提高对宽面中部纵裂和黏结漏钢的影响

$v_c$ 提高后，保护渣耗量减少，渣膜厚度减薄，使从弯月面传往结晶器的热流增加，因而容易产生纵裂。鹿岛钢厂的板坯厚度为 50mm，在弯月面以下 45mm 距铜板热面 13mm 处，用热电偶测定温度，并计算该处热流得出在该处中碳钢（C = 0.10% ~ 0.12%，$v_c$ = 1.6 ~ 2.0m/min）的热流大于 1.7MW/m$^2$，低碳钢（C = 0.04% ~ 0.06%，$v_c$ = 1.2 ~ 5.0m/min）的热流大于 2.8MW/m$^2$ 时，将产生宽面纵裂。该厂在 $v_c$ 提高时，为了减少宽面纵裂，使用了 $CaO/SiO_2$ 高和含有 $ZrO_2$ 的保护渣，见表 3。

**表 3 保护渣的物理性能**

| 钢 种 | 保护渣种类 | $CaO/SiO_2$ | $ZrO_2$/% | 熔化温度/K | 黏度(在 1573K)/Pa · s |
|---|---|---|---|---|---|
| 中碳钢 | A | 1.22 | 0 | 1474 ~ 1478 | 0.062 ~ 0.068 |
| | B | 1.56 | 0 | 1471 | 0.046 |
| | C | 1.22 ~ 1.27 | 3.2 ~ 3.4 | 1505 ~ 1512 | 0.057 ~ 0.072 |
| 低碳钢 | D | 0.95 | 0 | 1188 ~ 1252 | 0.033 ~ 0.038 |
| | E | 1.20 | 0 | 1300 | 0.020 |
| | F | 1.20 | 3.1 ~ 6.0 | 1225 ~ 1243 | 0.013 ~ 0.015 |

$CaO/SiO_2$ 高和含有 $ZrO_2$ 时，可以提高保护渣的结晶温度 $T_c$，$T_c$ 高可以使热流减少。

$v_c$ 提高后，结晶器铜板热面温度升高，保护渣耗量减少，容易产生黏结漏钢。为防止黏结漏钢的表面缺陷，韩国光阳钢厂的经验是：当低碳铝镇静钢板坯连铸的 $v_c$ = 1.0 ~ 1.6m/min 时，保护渣的最佳耗量为 0.3 ~ 0.5kg/m$^2$，最佳液渣层厚度为 10 ~ 15mm。福山制铁所 5 号板坯连铸机当浇注低碳铝镇静钢的 $v_c$ 提高到 2 ~ 2.5m/min 时，为了解决黏结漏钢，除采用非正弦振动外，还对保护渣进行了优化，结果以保护渣 1 最好，见表 4 和表 5。

**表 4 保护渣的性能**（用于低碳铝镇静钢）

| 保护渣 | 化学成分/% | | | | | | | 物 理 性 能 | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | $SiO_2$ | $Al_2O_3$ | $Fe_2O_3$ | CaO | $R_2O$ | F | 固定碳 | 软化温度/℃ | $\eta_{1300}$/Pa · s | 结晶温度 $T_c$/℃ |
| 1 | 31.7 | 5.7 | 0.3 | 29.0 | 14.2 | 8.2 | 2.8 | 930 | 0.09 | 980 |

**表 5 保护渣现场试用结果**

| 保护渣 | 拉速为 1.8m/min 时耗量/kg · m$^{-2}$ | 表面缺陷 | 流入均匀性 |
|---|---|---|---|
| 1 | >0.3 | 无 | 好 |

## 6 $v_c$提高对结晶器液面起伏的影响

$v_c$ 提高时，液面起伏加剧，铸坯表面容易裹渣，如果浸入式水口浸入深度不足，将使裹渣加剧。薄板坯连铸从浸入式水口侧孔出来的向下流股的下倾角应当大一些，以便将钢流分散到结晶器深处。电磁制动可使液面平稳和液面温度高。当液面起伏偏离最佳值时，可用电磁制动进行调节。

## 7 $v_c$提高对板坯内部质量的影响

卢肯斯钢铁公司 $v_c$ 提高后，板坯内部质量（中心裂纹、三重点裂纹、径向裂纹）有所下降。该公司经过研究得出：降低中间包钢水过热度和增加铸机下部组件（module）的夹紧力对改进内部质量有好处。

## 8 $v_c$提高的上限

$v_c$ 提高时，铸坯表面容易生成裂纹和漏钢。$v_c$ 高时，保护渣的耗量减少，液渣膜的厚度也减少，因而使坯壳/结晶器界面上的摩擦力增加。$v_c$ 高时，结晶器内坯壳厚度减薄，坯壳温度也高，因此使坯壳的断裂强度降低。在拉坯时当摩擦力大于断裂强度时，坯壳将被撕裂。摩擦力和断裂强度都与 $v_c$ 有关。用 SSCT（in-situ submerged split chill tensile）试验确定的最大 $v_c$ 为 8.5m/min，当 $v_c$ > 8.5m/min 时，拉坯时的摩擦力将大于断裂强度。

坯壳的断裂强度还与坯壳厚度的不均匀性和坯壳温度的不均匀性有关（钢中碳含量为0.12%时，坯壳厚度最不均匀），还与树枝晶间的显微偏析有关，在上述试验中难以定量这些关系。如果在这些方面进一步改进，8.5m/min 的 $v_c$ 还不能说是极限。

包晶钢（C=0.08%～0.14%）$v_c$ 的提高应低于其他碳含量的钢。这是因为包晶钢与其他碳含量的钢相比，在 $v_c$ 相同时，出结晶器时的坯壳最薄。纽柯钢厂用 CSP（compact strip production）工艺来生产连铸薄板坯 50mm × 900～1300mm，C <0.065%时，其 $v_c$ 为 5.5m/min；而 C=0.065%～0.15%的钢，因为纵裂和横裂严重，该厂避免生产这种碳含量范围的钢[1]。加拿大阿尔戈马钢厂是第一家用达涅利 FTSR（Flexible thin slab rolling）工艺来生产连铸薄板坯包晶钢（C=0.08%～0.11%）的厂家。生产包晶钢时最高 $v_c$ =3.8m/min，而生产其他钢种时最高 $v_c$ =5.5m/min[2]。

高碳钢因为容易黏结漏钢和容易内裂，所以 $v_c$ 也偏低。

## 9 结论

提高连铸机的 $v_c$ 是连铸发展的趋势。可以提高产量、减少铸机台数或流数、

提高铸坯表面温度（适应热送和薄板坯连铸的需要）。但提高 $v_c$ 要相应解决与之相关的漏钢、铸坯表面和内部的质量问题；$v_c$ 提高除要使连铸机的设计与之相适应外，还要使结晶器的设计、二冷制度、振动特性、保护渣性能等均与之相适应；$v_c$ 的提高还要依钢种而异。

$v_c$ 提高后，为了使铸坯内部质量不降低，要适当降低中间包钢水过热度，并适当增加铸机下部组件的夹紧力。

增加二冷水量，延长二冷区长度也可以在一定限度内提高 $v_c$。

连铸坯的最高 $v_c$ 预测为 8.5m/min。

## 参 考 文 献

[1] Brimacombe J K, Samarasekera I V. The challenge of thin slab casting [J]. Iron and Steelmaker, 1994(11):29.

[2] Andrea Carboni, Stelvio Buoro, Renato Zagitti. Dynamic soft reduction in thin slab casting [J]. Metallurgical Plant and Technology International, 1999(2):68.

# 板坯连铸拉速变化对铸坯质量的影响

**摘　要**：拉速变化与辊子弯曲、扇形体张开力、铸坯鼓肚、冶金长度、结晶器热面温度等对板坯质量的不利影响进行讨论，提出为解决这些问题应采取的措施。

**关键词**：板坯连铸；拉速变化；铸坯质量

## 1　引言

多炉连续浇钢最好是一个拉速 $v_c$ 不变的浇注过程。但在换钢包、换中间包或换浸入式水口时，或在水口堵塞、漏钢报警等或炼钢和浇钢在时间上不匹配时，不得不在短时间内降低 $v_c$ 乃至停浇。

$v_c$ 变化在冶金方面对铸坯内的热流分布、结晶器液面的稳定性有影响，使冶金长度和铸坯鼓肚都发生变化。在铸机方面由于热负荷和机械负荷发生变化，因而使支撑辊、驱动辊和扇形段架的挠曲也随之发生变化。

以下介绍 BHP 板坯连铸机与 $v_c$ 变化有关的试验结果及其他相关资料。

## 2　BHP 板坯连铸机与$v_c$变化有关的试验结果[1]

BHP 的铸机半径为 10.5m，铸机长度为 30m，有 16 个扇形段。在扇形段 10 和 11 之间用激光测距仪来同时测定辊子弯曲和铸坯鼓肚。正常浇注条件下，铸坯应在刚完全凝固之前进入这一区间。在扇形段 10 ~ 14 装有张力计，用来测定扇形段的张开力。张开力是扇形段的夹持力与辊子从铸坯内钢水静压力传出的反抗力之差。冶金长度可用扇形段张开力来确定，并用铸坯传热和凝固的数学模型来核对。

### 2.1　辊子弯曲

辊子弯曲或铸机未对中，将使板坯中心偏析增加。换中间包时辊子的弯曲情况见图 1。

从图 1 可见，换中间包前 $v_c = 1.0\text{m/min}$，辊子挠曲为 ±0.15mm。在停拉时，由于辊子只与铸坯局部接触，受热不均匀，辊子挠曲增加到 1.0mm。辊子挠曲恢复到原来状态的时间比停拉时间长好几倍。在 $v_c$ 恢复期内，由于辊子受热不均匀引起的偏心使得辊子挠曲的振动很大。在停拉前后从板坯取的硫印试样表明在恢复期内铸坯的正负偏析都有增加。这是由于辊子挠曲对液芯的抽吸（suction）所致。

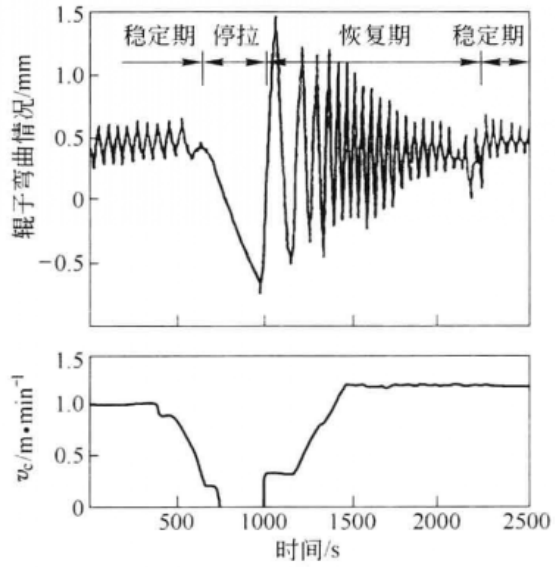



图 1 停拉时支撑辊的弯曲情况

## 2.2 铸坯鼓肚和扇形段张开力

更换钢包时 $v_c$ 变化对铸坯鼓肚和扇形段张开力的影响见图 2。

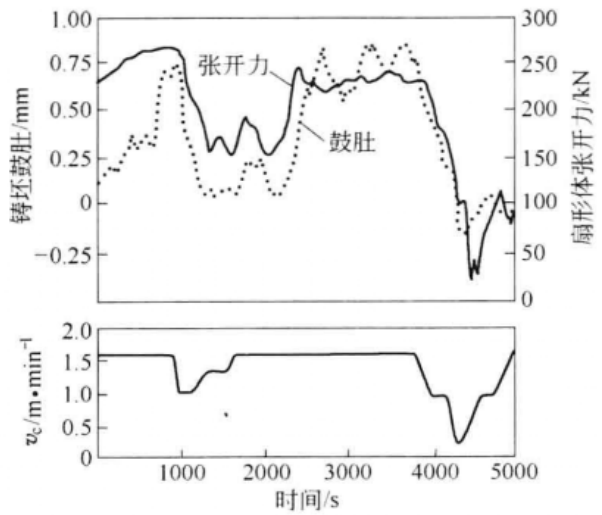



图 2 $v_c$ 变化对铸坯鼓肚和扇形体张开力的影响

从图 2 可见，扇形段张开力与铸坯鼓肚互相对应。$v_c$ 从 1.6m/min 降低到 1.0m/min 用时 2.5min，$v_c$ 恢复到 1.6m/min 用时 8min。然而铸坯鼓肚和扇形段张开力却持续 24min 才恢复到原值。

当 $v_c$ 降低时，任一扇形段内的坯壳厚度和铸坯芯部的固相率 $f_s$ 都将增加。扇形段张开力的大小与芯部 $f_s$ 有关。当芯部 $f_s \geq 0.7$ 时，扇形段张开力却显著减

少[2]。这是因为当芯部$f_s \geqslant 0.7$时，凝固时形成的树枝状网开始显现强度，剩余的未凝钢水被隔离在树枝状网内，因而阻止了将钢水静压力传递到支撑辊。当$v_c$变化时，可用上述扇形段张开力随铸坯芯部$f_s$的变化来跟踪完全凝固前液芯的位置。

## 2.3 冶金长度

更换钢包时，由于$v_c$变化，冶金长度也随之变化，见表1。

**表1 $v_c$与冶金长度关系**

| 更换钢包后 | $v_c$/m · min$^{-1}$ | 冶金长度/m | 相当于扇形段位置 |
|---|---|---|---|
| 第1炉 | 1.1 | 18.5 | 10 |
| 以后2炉 | 1.3 | 22.8 | 12 |

更换钢包时，冶金长度的恢复时间长于$v_c$的变化时间。BHP铸机的轻压下区位于扇形段10~13之间。轻压下区内各对辊子之间的锥度为0.4mm/m。为了减少中心偏析，在轻压缩区内铸坯液芯$f_s$的最佳位置应在0.3~0.7之间。$v_c$变化时，如果液相穴端部位于轻压下区之前或轻压下区之后，即不在最佳位置，将恶化中心偏析。

综上所述，在$v_c$变化时，辊子弯曲、扇形段张开力、铸坯鼓肚和冶金长度的恢复时间均长于$v_c$的变化时间。停拉时间越长，恢复时间也越长。辊子弯曲的恢复时间平均比停拉时间长1倍。

## 2.4 $v_c$变化时为了缩短恢复时间可采取的措施

在更换钢包、中间包时，宁可保持很低的$v_c$，例如保持$v_c = 0.1$m/min而不停拉。低$v_c$可以使辊子温度均匀一些，因此可以减少辊子弯曲。停拉时，驱动辊峰值电流高。停拉时间越长，驱动辊峰值电流也越高。驱动辊峰值电流与拉坯力成正比。长时间停拉可能导致驱动电机跳闸和铸机停车。铸机停车往往与辊子弯曲过度有关。

拉坯电流除与停拉有关外，还可用于监测板坯或大方坯铸机是否处于正常状态，以及拉速和二冷比水量是否偏离最佳值。如果拉坯电流高于正常值，表明$v_c$和二冷水量需要调整[7]；如果降低$v_c$和提高二冷水量后，拉坯电流仍高于正常值，则表明铸机需要维修。

如果在停拉过程中或停拉后，辊子外部采用水冷，则可以减少辊子弯曲，也可以缩短恢复时间。

奥钢联林茨炼钢厂的5号单流板坯连铸机在1997年2月投产。该铸机装有I-STAR（Intermediately Supported-Trans-Axle Roller），用来减少停拉时的辊子变形，因而可以避免辊子挠曲[3]。

## 3 $v_c$变化对结晶器热面温度变化滞后的影响

$v_c$ 变化时，结晶器热面温度的变化滞后于 $v_c$ 的变化，见图 3[4]。

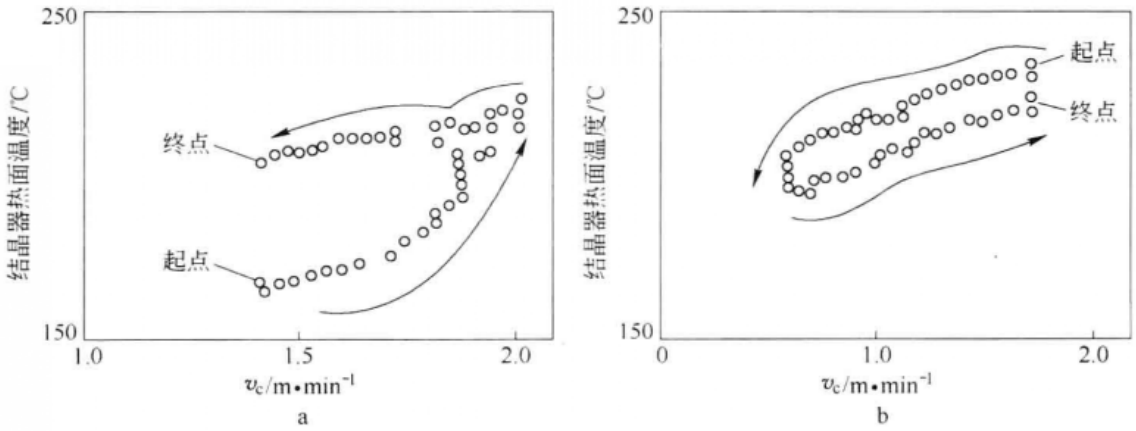



图 3 $v_c$ 变化时结晶器热面温度变化的滞后

a—$v_c$ 先提高后降低；b—$v_c$ 先降低后提高

热面温度变化的滞后（即热面温度的恢复期长于 $v_c$ 变化的时间），可能导致板坯宽面纵裂或黏结漏钢。

$v_c$ 突然增加时（图 3a），结晶器与铸坯之间的固态渣膜不能随之立即熔化（即减薄），见图 4（a→b）；因而从结晶器导出的热量不能随 $v_c$ 突然增加而随之立即增加，即从结晶器导出的热量不足，使坯壳厚度增加得慢，因而坯壳的强度低。

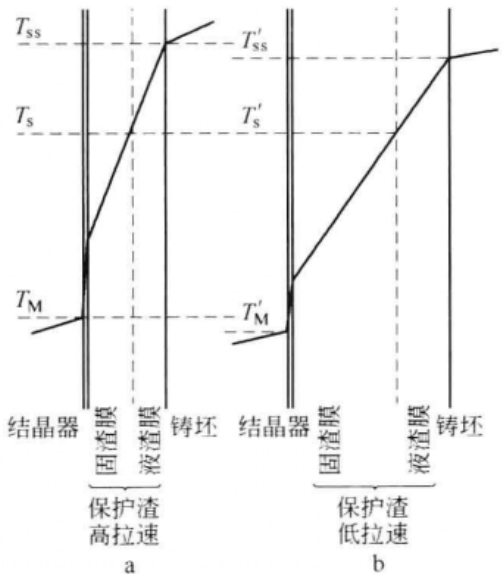



图 4 $v_c$ 对结晶器与铸坯之间渣层厚度的影响

$T_{ss}$，$T'_{ss}$—铸坯表面温度 1200～1500℃；$T_s$，$T'_s$—保护渣凝固温度约 1000℃；$T_M$，$T'_M$—结晶器热面温度 200～400℃

$v_c$ 突然降低时（图 3b），见图 4（b→a）[4]，固态渣膜不能随之立即增厚，因而从结晶器导出的热量不能随 $v_c$ 的突然降低而随之立即减少，即从结晶器导出的热量过多，使坯壳的表面温度降低，因而使液渣膜的温度也降低，即使液渣膜的黏度增加。黏度增加使液渣膜与坯壳之间的摩擦力增加。当摩擦力大于坯壳强度时，将产生黏结漏钢。

## 4 $v_c$变化对铸坯表面质量的影响

液面不稳定与 $v_c$ 变化有关。铸坯表面和皮下洁净度也与液面不稳定有关。水口堵塞和漏钢都与 $v_c$ 不稳定有关。

在开浇和连浇更换钢包时，要将 $v_c$ 降低。此时，由于 $v_c$ 降低，$t_n$ 相应增加，振痕深度也随之增加。为了使振痕深度不增加，应调整 $f$ 和 $s$，使 $t_n$ 保持不变[5]。

$v_c$ 降低时，如果二冷水量不能随之降低到应有的程度时，铝镇静包晶钢连铸板坯在偏离角部容易出现横裂[6]。

更换钢包时，为了减少因 $v_c$ 降低对板坯表面质量的不良影响，可以采取以下措施：

（1）采用逆向结晶器振动。例如振频 $f = -50v_c^{1/2} + 200\text{c/min}$。采用逆向振动时，$v_c$ 虽然变化很大，但 $t_n$ 仍然变化很小，保护渣的耗量也变化不大。奥钢联林茨钢厂 5 号板坯连铸机采用另一种逆向结晶器振动系统。该系统的保护渣耗量只决定于振程 $S$，不决定于正滑动时间和负滑动时间。

（2）减少浸入式水口浸入深度。

（3）加入发热型结晶器保护渣。更换钢包时，降低 $v_c$ 对铸坯质量也有改善。降低 $v_c$ 对减少钢包渣从中间包带入结晶器有好处。钢包渣带入结晶器，不仅恶化钢的洁净度，还可能导致黏结漏钢。这是因为带入的钢包渣使结晶器保护渣中的 $CaO/SiO_2$ 和 $Al_2O_3$ 含量升高，因而恶化保护渣的润滑性。降低 $v_c$ 对抵消更换钢包前从钢包进入中间包的冷钢水的逆向流动也有好处。冷钢水的热浮力小，容易将乳化的渣粒带入结晶器。

## 5 结论[8]

（1）$v_c$ 变化对铸坯的内部质量（中心偏析）和表皮洁净度都有不良影响，还可能导致板坯宽面纵裂和黏结漏钢；

（2）可用扇形段张开力来确定冶金长度；

（3）铸机停拉时间应尽可能短，停拉可能使拉坯电流超载和铸机停车；

（4）在停拉过程中或停拉后，为了缩短恢复时间，辊子外部可以采用水冷；

（5）I-STAR 可以有效地减少停拉时的辊子变形；

（6）为了减少 $v_c$ 变化对铸坯表面的不良影响，可以采用逆向振动，调整浸

入式水口浸入深度或加入发热型结晶器保护渣；

（7）对 $v_c$ 变化的次数和停拉的累计时间应进行监测。

## 参 考 文 献


[1] Joe Herbertson, Ross Dayies, Rama Mahapatra, et al. Speed changes in continuous casting [M]. Steel Technology International, 1994: 175.

[2] 卢盛意. 钢锭质量 [M]. 北京：冶金工业出版社，1990：63.

[3] Andreas Eichinger, Erich Felbermayer, Maximilian Steinhausler. Design and starup of a single-strand slab caster at Voest Alpine Stahl[J]. Iron and Steel Engineer, 1999(5):25.

[4] Shigeaki Ogibayashi, Koichi Yamaguchi, Tatsuo Mukai, et al. Mold powder technology for continuous casting of low-carbon aluminumkilled steel [J]. Nippon Steel Technical Report, 1987, 34(7):1 ~ 10.

[5] Dauby P H, Emling W H, Sobolewski R. Lubrication in the mold: A multiple variable system [J]. Iron and Steelmaker, 1986(2):28.

[6] Thomas Muller, Peter Muller. Hans-Albert Jungblut, Thomas Schermann. Mabnahmen zur qualitatssicherung bei der erzeugung von stranggu Brammen [J]. Eisen und Stahl, 1999, 119(6/7): 93.

[7] Wolf M M. Strand cast halfway cracks-How to read a sulphur print[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1999: 3.

[8] 卢盛意. 连铸坯质量 [M]. 第2版. 北京：冶金工业出版社，2000：91 ~ 100.

# 机型和结晶器对板坯质量的影响

**摘　要**：讨论用立弯式或立式连铸机可以消除由弧形连铸机所产生的一些铸坯缺陷，如铅笔型气泡、夹杂物在内弧富集等及拉速提高时结晶器设计的优化。

**关键词**：板坯连铸机；结晶器；铸坯质量

## 1　机型

此前建立的板坯连铸机大多为弧形。为提高铸坯的洁净度、避免夹杂物在内弧富集，消除 IF（Interstitial Free）钢在连续退火后内弧钢带表面成型时出现的铅笔型气泡[1,2]和消除在铸坯内弧出现的偏离角纵向凹陷和星形裂纹，目前新建或改建的板坯连铸机多是立弯式或立式。薄板坯连铸机都是立弯式。

2000 年6 月在奥地利召开的 VAI 第8 次连铸会议上介绍了9 家立弯式连铸机和 1 家立式连铸机。其中法国在 1998 年对 Sollac-Sur-Mer 2 号板坯连铸机进行了改造，板坯厚 220mm、宽 2200mm，采用了直结晶器、直线段长 2670mm。改造后，LCAK 板坯中的夹杂物减少了 90%，每 1000m 板卷的条片（sliver）数从 4 个减少到 0.7 个[3]。

Dillinger Hüttenwerke 浇注的板坯厚度为 400mm，为提高洁净度和避免在弯曲时形成裂纹，连铸机采用立式，垂直长度 19m，冶金长度 15m，拉速 $v_c = 0.5$m/min，还采用动态轻压下[4,5]。

2000 年5 月 Terni 钢厂决定建立最新一代用于生产高合金钢（主要是不锈钢）的立式工业化 CSP 连铸机，冶金长度 9.265m[10]。

## 2　结晶器

### 2.1　结晶器的长度、厚度和窄面锥度

$v_c$ 提高后，结晶器的长度应当增加[6]。传统板坯的结晶器长度从低 $v_c$ 时的 700mm 增加到高 $v_c$ 时的 900～950mm。900mm 长的结晶器比 700mm 长的结晶器对减少漏钢有好处。薄板坯结晶器的长度为 1000～1200mm。

铸坯在出结晶器时，坯壳必须具有一定的厚度 $S_M$：

$$S_M = 4.55Q_0^{0.5} \tag{1}$$

式中　$S_M$——结晶器出口处坯壳的厚度，mm；

$Q_0$——结晶器内从铸坯表面导出的热量，kW · h/m²。

其中：

$$Q_0 = Q_M t_M / 3.6 \tag{2}$$

式中 $Q_M$——从结晶器接触表面导出的热流，MW/m²；

$t_M$——铸坯在结晶器内的运行时间，s。

$Q_M$ 与 $t_M$ 有关：

$$Q_M = 7.3 t_M^{-0.5} \tag{3}$$

$$Q_M = 9.5 t_M^{-0.5} \tag{4}$$

$$Q_M = 15 t_M^{-0.7} \tag{5}$$

式（3）适用于传统板坯，式（4）适用于油润滑的小方坯也大体上适用于 $v_c$ = 4 ~ 6m/min 的薄板坯，式（5）适用于薄板坯和高 $v_c$ 时的小方坯。

一般 $t_M \geqslant 10s$，$t_M$ 过短时，钢水的过热将对初始坯壳凝固有很大的推迟作用。

薄板坯的 $Q_M$ 几乎等于油润滑小方坯的 $Q_M$，但大于传统板坯的 $Q_M$。这是由于薄板坯的 $v_c$ 高，因而液渣渗入量少（薄板坯的保护渣耗量少，小于 0.1kg/m²）和固态渣膜厚度较薄（薄板坯用的保护渣的凝固温度 $T_s$ 低）。

结晶器长时，通常摩擦力也大。但薄板坯的铸坯表面温度高，在整个结晶器长度上，铸坯表面温度都高于 $T_s$，因而铸坯在结晶器内是液态润滑。又因为薄板坯所用的液渣黏度低、用液压振动和负滑动时间短，所以在高 $v_c$ 时，薄板坯使用长结晶器是可行的。Wolf 认为最长的结晶器为 1500mm（有效长度 1300mm）[7]。

如已知 $S_M$，则可以计算出凝固系数 $K$（mm · min$^{-\frac{1}{2}}$）。传统板坯的 $K$ = 19 ~ 21.5mm · min$^{-\frac{1}{2}}$，薄板坯和高碳钢小方坯的 $K$ = 32.2mm · min$^{-\frac{1}{2}}$。

铜板厚度特别是在弯月面处的铜板厚度影响该处铜板热面温度，因而对渣圈厚度、结晶器热流和坯壳黏结都有影响。

铜板厚度的选用首先与 $v_c$ 有关。Bethlehem Steel Co. 的 MD 钢厂当 $v_c$ > 1.4m/min 时，对厚度在 45 ~ 55mm 范围内的结晶器铜板用有限元法进行分析。结果表明，最佳厚度为 48mm。铜板厚度大于 48mm 在高 $v_c$ 时，结晶器热面温度将大于 350℃，于是该厂将原设计的铜板厚度 55mm 减小到 48mm。福山制铁所 5 号板坯连铸机的 $v_c$ = 2 ~ 2.5m/min，铜板厚度为 33 ~ 40mm，这时热面温度小于 350℃，因而使坯壳黏结倾向减少。薄板坯连铸机的 $v_c$ = 5 ~ 6m/ min，铜板厚度为 20 ~ 25mm，由于热阻减少可以使热面温度降低。

窄面铜板的锥度应当恰好抵消铸坯在结晶器内向下运行时在宽面上的收缩。当窄面铜板使用单锥度时，在结晶器上部，窄面锥度小于坯壳的凝固收缩；在结晶器下部，窄面锥度大于坯壳的凝固收缩，因而容易引起偏离角纵向凹陷。所以窄面铜板应当用双锥度，$v_c$ 高时要用抛物线形。Algoma 厂在 1997 年投产的灵活型薄板坯连铸机 FTSC（Flexible Thin Slab Caster）的窄面铜板采用多锥度。

金刚石形结晶器不但适用于小方坯，也适用于板坯窄面（称为 Diaface mold）。在 Mansfield，AK Steel 中等厚度的板坯连铸机上浇注 409 不锈钢时，对 Diaface mold 进行了研究[6]。

窄面锥度的选用与钢中碳含量、板坯宽度和 $v_c$ 有关。含 C = 0.08% ~ 0.15% 钢与高于或低于此碳含量的钢相比，应当选用较大的锥度。FTSC 的 $v_c$ 从 2.5m/min 提高到 5.0m/min 时，窄面水温升从约 8.1℃提高到 9.7℃，窄面直线形锥度从约 1.05% 调整到 0.75%。

## 2.2 结晶器水槽设计

增加水槽深度可以降低铜板热面温度。如川崎钢铁公司在 $v_c$ 提高后，窄面热面温度升高到 300 ~ 350℃。采用提高窄面铜板冷却能力的措施后，弯月面处镀层表面温度降低到 250℃，见图 1。这一措施也适用于宽面铜板。

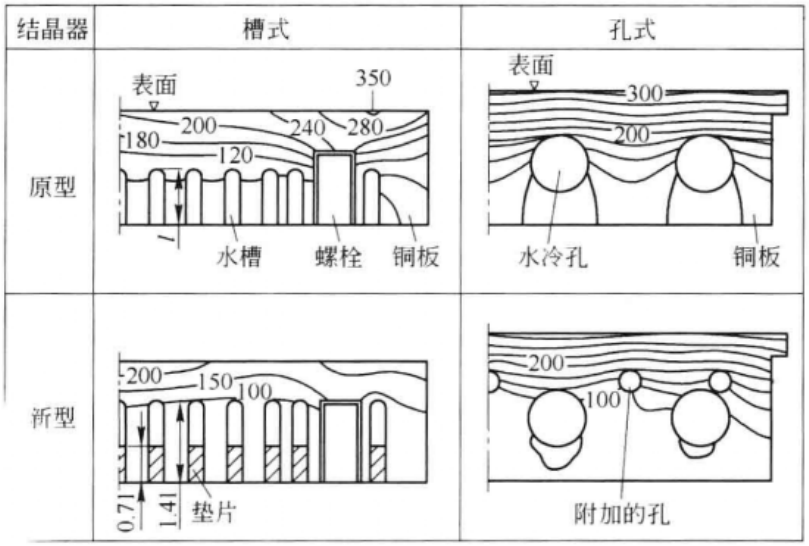



图 1 原型和新型结晶器内的温度分布

传统板坯的水槽设计见图 2[8]。

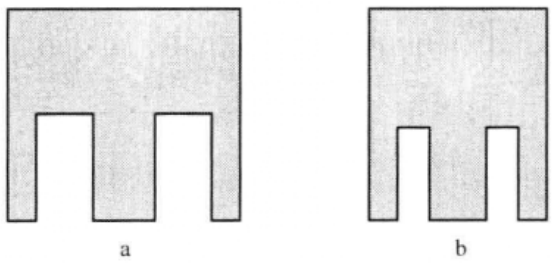



图 2 传统板坯的水槽设计

a—传统设计；b—VAI 开发的新型设计

薄板坯的水槽设计见图 3[8]。




图 3 薄板坯的水槽设计

a—VAI 开发的最佳设计；b—VAI 开发的最佳低成本设计

这 4 种水槽的热面温度见表 1。即这 4 种设计都能使热面温度低于铜的结晶温度（300℃）。

**表 1 水槽的热面温度**

| 图 名 | 图 2a | 图 2b | 图 3a | 图 3b |
|---|---|---|---|---|
| 热面温度/℃ | 295 | 280 | 245 | 250 |

川崎公司为提高结晶器冷却的均匀性，将集水管容积增大，在其内设孔，改变集中在中部的进水管和出水管，见图 4。螺栓均匀分布在每 4 ~ 6 个水槽之间。螺栓两侧水槽的间距较大，水槽也较深。

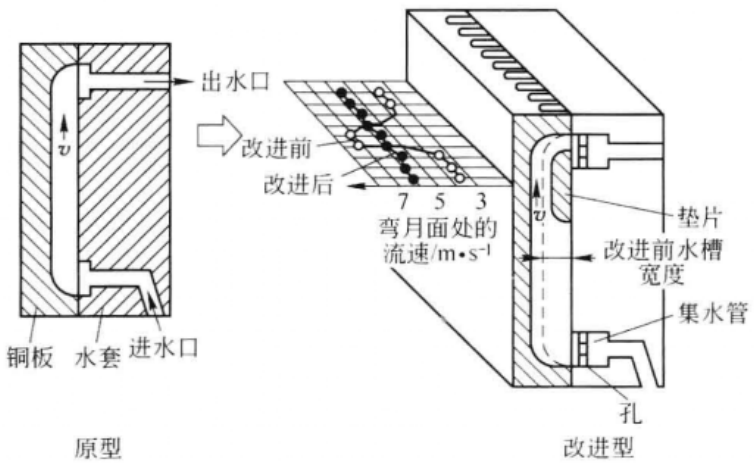



图 4 冷却系统水流均匀性的改进

## 2.3 结晶器的镀层

川崎采用镀层的演变过程见图 5。

镀铬层的耐飞溅性好、耐磨性好，但耐剥离性差。镀镍层的耐剥离性好，但导热性差。

川崎公司最后采用的是耐磨和耐热兼备的 Ni-Fe 镀层（Fe：8% ~ 10%）或

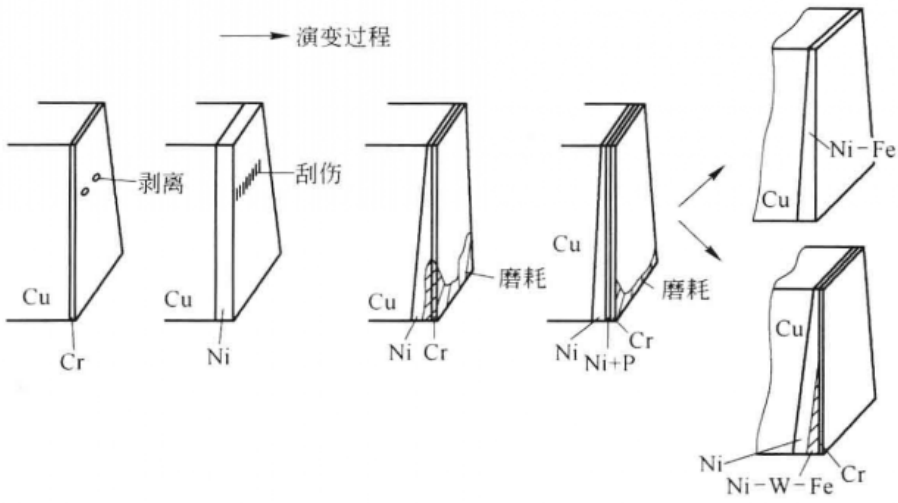



图5 结晶器镀层的演变过程

者 Ni-W-Fe 镀层。前者用于低 $v_c$（0.6～0.8m/min），后者用于高 $v_c$（1.4～2.0m/min）。Ni-Fe 镀层的耐磨性极好，1989 年铜板寿命达到 1000 炉。1994 年，同时采用强化结晶器水冷和较薄的铜板，使铜板热面温度降低了 100℃，使水岛钢厂 4 号连铸机的在线结晶器寿命大于 3000 炉。结晶器宽面采用耐磨性、耐腐蚀性更好的 Ni-Co 镀层后，与原来的 Ni-Fe 镀层相比，使用寿命为原来的 1.3 倍，窄面采用附着强度高的 Ni-Cr 镀层后，与 Ni-Fe 镀层相比，使用寿命为原来的1.5 倍。

鹿岛钢厂当 $v_c$ = 1.2～1.5m/min 时，铜板厚 35mm，水槽深 20mm，镀铬层厚 10μm，其内的镀镍层上部厚 100μm，下部厚 500μm。

## 2.4 结晶器的材质

伯利恒公司原设计采用含银的铜板。用 Ag0.1%-Cu 作结晶器铜板的主要好处是可以将再结晶温度提高到 300℃以上。20%冷加工可以提高 Ag-Cu 合金的强度[9]。伯利恒公司 1990 年开始试用含铬 0.8%、含锆 0.2%的铜板。纽柯钢厂也用此种材质的铜板。这种铜板的平均硬度（HB）大于 100（由于沉淀强化），可以在热面温度比 Ag-Cu 合金高 40℃的条件下使用。还试用过含 Ni-Zr-Be-Mg 合金的铜板，这种合金的硬度比含 Cr-Zr 的铜板又高出 50%。

USS 和 Mon-Valley 钢厂试用 Cu-Ni-Be 作板坯结晶器铜板，这种铜板的导热性和高温屈服强度都很好，优于 Cu-Ag 和 Cu-Cr-Zr 铜板[10]。

## 3 结论

（1）为消除铅笔型气泡和夹杂物在内弧富集等缺陷，目前连铸板坯生产多

用立弯式乃至立式连铸机来取代弧形连铸机。

（2）由于 $v_c$ 的提高，结晶器的设计、铜板的镀层和材质要重新进行优化。

## 参 考 文 献

[1] Knoepke J, Hubbard M, Kelley J, et al. Pencil blister reductions at Inland Steel Company [C] //Steelmaking Conference Proceedings, 1994: 381.

[2] Emling W H, Waugamen T A, Feldbauer S L, et al. Subsurface mold slag entrainment in ultra low carbon steels[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1994: 371.

[3] Peter Greis, Rosemario, Stein-Versen. Modern casters and future trends in casting technology [J]. MPT International, 2000(4):94.

[4] Thomas Müller, Peter Müller, Hans-Albert Jungblut, et al. Maβnahmen zur qualitätssicherung bei der erzeugung von stranggußβ-brammen [J]. Stahl und Eisen, 1999(6/7):93.

[5] Adrian Normanton. Advances in continuous casting technology [J]. Ironmak. Steelmak., 2000 (4):260.

[6] Wolf M M. Mold length in slab casting—A review [J]. Iron and Steelmaker, 1996(2):47.

[7] Bernhard C, Hiebler H, Wolf M M. How fast can we cast? [J]. Ironmak. Steelmak., 2000 (6):450.

[8] Bruno Lindorfer, Heinz Hödl, Karl Mörwald. Technological packages for high performance slab casting [J]. MPT International, 1998(1):66.

[9] Marti H, Barbe J Moulds. Key element in continuous casting [J]. Iron and Steel International, 1978(6): 167.

[10] Salkiewicz D M, Horn B M, Natili R P. Development and performance results—high performance copper alloy for continuous slab casting molds[C]// Steelmaking Conference Proceedings.

# 减少连铸板坯中心偏析的措施

**摘　要**：指出机械轻压下是减少板坯中心偏析的有效措施。与传统板坯所用的静态轻压下相比，动态轻压下有适应于拉速变化的优点以及中等厚度连铸板坯所用的重压下。

**关键词**：板坯连铸；中心偏析；动态轻压下

## 1　钢中碳含量影响铸坯的结构、偏析、凝固收缩因而影响铸坯的质量

碳含量对铸坯的结构、偏析、凝固收缩特点及其对铸坯质量的影响见表1。

**表1　碳含量对铸坯的结构、偏析、凝固收缩特点及其对铸坯质量的影响**

| 碳含量/% | 凝固顺序 | 在弯月面处坯壳的凝固收缩 | 振痕 | 在弯月面处的热流 | 在结晶器出口处的坯壳厚度 | 选用的结晶器锥度 | 表面裂纹倾向 | 内部裂纹倾向 | 坯壳黏结倾向 | 柱状晶长度 | 中心宏观偏析 | [H] | 水口堵塞倾向 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.1 | L→δ→γ | 大 | 深 | 小 | 薄 | 大 | 大 | 小 | 小 | 短 | 小 | 低 | 小 |
| 0.5 | L→γ | 小 | 浅 | 大 | 厚 | 小 | 小 | 大 | 大 | 长 | 大 | 高 | 大 |

碳含量对柱状晶长度的影响按以下顺序增加：0.30% C→0.1% C→0.6% C。高碳钢的柱状晶长，因而中心偏析大，因此有关减少连铸坯中心偏析的研究多在高碳钢铸坯上进行。

## 2　采用机械轻压下（MSR）的传统板坯连铸机

减少传统板坯中心偏析最有效的措施是采用 MSR。只采用在结晶器内和二冷区内电磁搅拌，还不足以将中心偏析降到足够低的程度。MSR 对中心偏析的影响见图1、图2。

据诸多研究，MSR 区应位于液相穴末端、钢水固相率 $f_s = 0.3 \sim 0.8$（或 $f_s = 0.2 \sim 0.7$）的范围内[1]。

希尔顿钢厂的1号两用弧形连铸机（双流大方坯或板坯）为减少中心偏析，在扇形段12和13之间采用 MSR，即 MSR 区的长度为3.8m。每个上辊的压下量为0.5mm，总压下量为5.0mm。他们认为理想的最后凝固点位置应在 MSR 区末端之前，见图3。

从图3可见，最后凝固点的位置与拉速 $v_c$ 有关。AISI 1022 钢最理想的 $v_c$ 为0.85m/min。

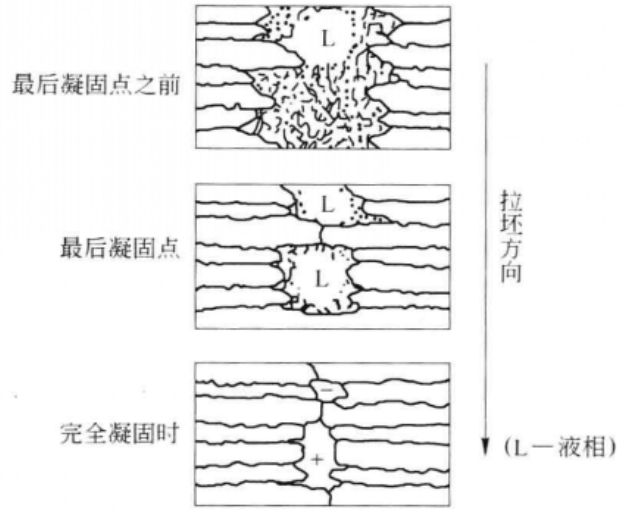



图 1　不用 MSR 时，钢水凝固时形成的宏观偏析

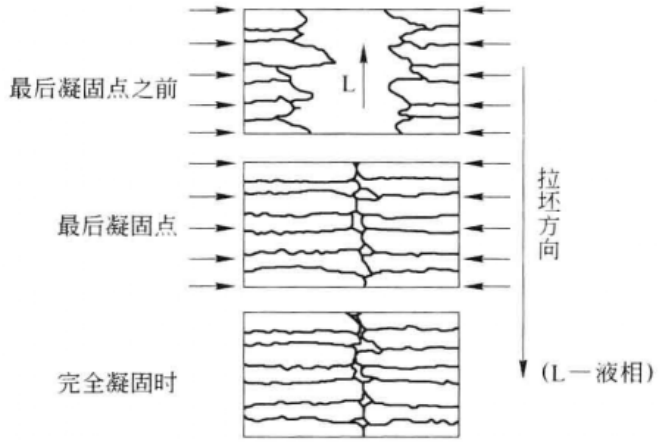



图 2　MSR 对宏观偏析的影响

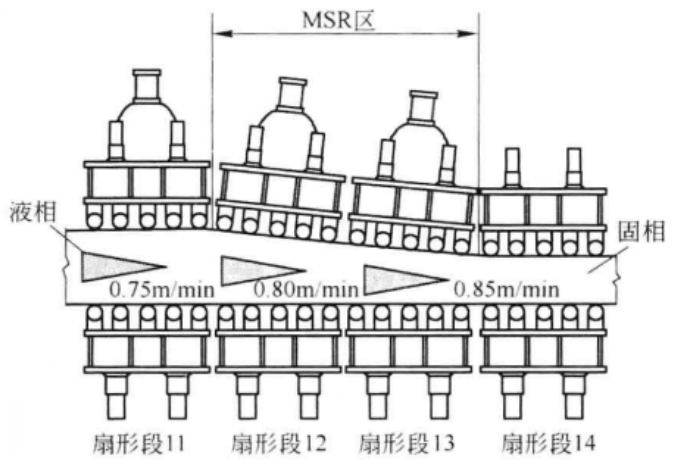



图 3　希尔顿钢厂 1 号连铸机 MSR 区的位置

Ravenscraig 钢厂的板坯连铸机生产含铌钢，用作海上用钢板，也生产高碳钢板。板坯尺寸为 1550mm × 229mm，$v_c$ = 0.9m/min，采用 S-EMS 和 MSR。在凝固末期处拉坯辊的上辊锥度采用 0.8mm/m，总压下量为 4.3mm。采用 MSR 后，减少了中心宏观偏析和大的偏心点状宏观偏析。

VAI 公司开发的动态轻压下见图 4[2]。$v_c$ 与动态轻压下的位置，如表 2 所示。VAI 公司开发的动态轻压下当与动态二冷模型联结时，即使在换中间包等过渡浇注条件下也能改善内部质量。

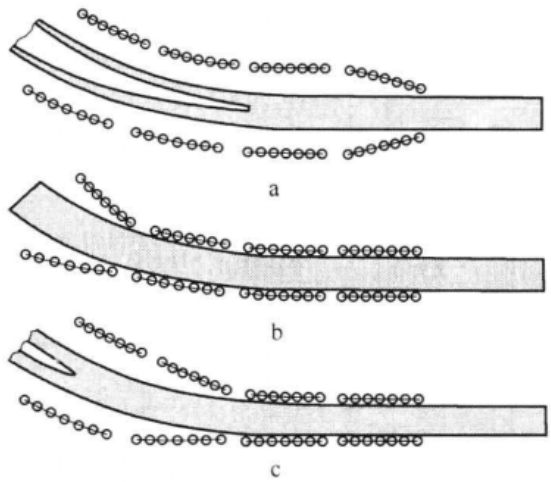



图 4　动态轻压下模拟

**表 2　$v_c$ 与动态轻压下的位置**

| 图 4 | $v_c$/m · min$^{-1}$ | 动态轻压下的位置/m |
|---|---|---|
| a | 1.5 | 约 21 |
| b | 0.5（减速到 0.5 后 5min） | 约 16 |
| c | 1.5（加速到 1.5 后 8min） | |
| a | 1.5 | 约 21 |

传统板坯的中心偏析大于薄板坯。薄板坯连铸的凝固速度大，因此二次枝晶间距小和宏观偏析小。例如，钢中 C = 0.05% ~ 0.08%、Mn = 1.5% 时，传统板坯的中心偏析 $Mn/Mn_0 = 1.5$，CSP 热轧带钢的中心偏析 $Mn/Mn_0 = 1.0$[3]。

## 3　达涅利公司采用动态 MSR 的灵活型薄板坯连铸机（FTSC）[4] 和 Terni 钢厂 CSP 连铸机采用的动态轻压下

Algoma 钢厂的 FTSC 在 1997 年 8 月投产，板坯厚度 70mm（从结晶器内 90mm 轻压下到 70mm），最高 $v_c$ = 5.5m/min，包晶钢的 $v_c$ = 3.8m/min。

达涅利公司 FTSC 所用的 $H^2$ 结晶器长 1200mm，内型为长漏斗形。此长漏斗

并不终止于结晶器出口处，而是延伸到扇形段 1 的中部，铸坯从结晶器上口到被矫平之间的距离比其他薄板坯连铸机长 1 倍，所以铸坯表皮在弯月面以下受到的应力较小，因而铸坯表面不容易产生裂纹。$H^2$ 结晶器的另一优点是在浸入式水口出口处结晶器的内型尺寸较大，结晶器内的钢水容积和流体动力学类似于内型尺寸为 150mm 的结晶器，因此结晶器内液面起伏很小；当 $v_c = 5.5$m/min 时，液面起伏小于 ±1mm。结晶器的窄面铜板是多锥度的。

FTSC 所用的动态轻压下与静态轻压下相比，总压下量大，从 15mm（ABS 钢厂）到 20mm（Algoma 钢厂），压下区长（Algoma 钢厂的动态轻压下区包括 9 个扇形段），适用的 $v_c$ 范围大（ABS 钢厂 $v_c = 1.6 \sim 6$m/min，动态轻压下都能适用）。动态轻压下对改善铸坯的内部质量，包括减少中心孔隙、中心偏析、细化铸坯中心的晶粒和使夹杂物的平均直径小于 8μm 都有明显效果，还能避免产生内裂。动态轻压下区内辊隙控制得好，所以铸坯形状缺陷很小（梯形平均控制在 0.17mm，鼓肚平均控制在 1.1mm）。动态轻压下还能增强弯月面的稳定性，所以有利于表面质量。FTSC 无需用电磁制动（EMBr）。

在 2000 年 5 月 Terni 钢厂决定建立最新一代用于生产高合金钢（主要是不锈钢）的立式工业化 CSP 连铸机。冶金长度 9.265m，63mm 厚时的 $v_c = 5.1$m/min，在扇形段Ⅱ内有液芯压下，可将厚度压缩 10mm，在扇形段Ⅲ、Ⅳ、Ⅴ内有动态轻压下，即在最后凝固区大约可以压缩 1.5mm。动态轻压下可以减少板坯中心孔隙并不使板坯窄面产生变形[6]。

## 4 住友公司采用液芯重压下的薄板坯连铸机[5]

住友的薄板坯连铸机采用宽面平行的结晶器，初始厚度为 90 ~ 100mm，最大 $v_c = 5$m/min。用液芯重压下将 90 ~ 100mm 厚的铸坯压缩到 40mm，液芯重压下由三个同一半径的弯曲扇形段组成。用液芯体积变化来控制液面（第一个扇形段具有控制液面的功能，液面用涡流传感器检测，塞棒用步进式液压缸控制）。$v_c =$ 5m/min 时，液面起伏小于 ±5mm。这种连铸机装有电磁制动（EMBr）。液芯重压下后中心偏析得到改进，这是由于压下后板坯中心小范围的凝固组织由细小等轴晶组成。

用液芯重压下生产薄板坯的连铸机已用于北极星（BHP）有限钢公司和美国的 Trico 钢公司。泰国国有有限公司的西阿姆带材厂从 1999 年 5 月开始也用这种连铸机。

## 5 结论

传统板坯，特别是高碳钢传统板坯的中心偏析大于薄板坯。传统板坯采用的 MSR 是减少中心偏析的有效措施，但这种 MSR 多不能适应于 $v_c$ 的变化。而薄板

坯采用的动态轻压下不但能适应 $v_c$ 的变化、减少中心偏析，还有将浇注厚度适应于终轧厚度的功能。

## 参 考 文 献

[1] Yamada M, Ogibayashi S, Tezuka M, et al. Production of hydrogen induced cracking (HIC) resistant steel by CC soft reduction [J]. Steelmaking Conference Proceedings, 1988: 77.

[2] Bruno Lindorfer, Heinz Hödlkarl Mörwald. Technological packages for high performance slab casting.

[3] Gunter Flemming, Karl-Ernst Hensger. Present and future CSP technology expands product range [J]. AISE Steel Technology, 2000(1):53.

[4] Andrea Carboni, Stephen L Feldbauer, Stelvio Buoro. A review of the danieli flexible thin slab caster at algoma[C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1999: 107.

[5] Tanizawa Y, Kumakura S, Oka M, et al. Development of thin slab casting technology with liquid core hard reduction [J]. Iron and Steelmaker, 1999(9):32.

[6] Gustavo Brascugli, Antonio Mascanzoni, Franz Quix, et al. First CSP plant for stainless steel at Acciai Speciali Temi [J]. Stahl und Eisen, 2001(3):63.

# 结晶器振动对铸坯表面质量的影响

**摘 要**：对下列问题进行讨论：（1）振痕的形成和影响因素；（2）拉速、振程、振频等对振痕深度和保护渣耗量的影响；（3）非正弦振动可以提高正滑动时间，因而可以保持高拉速时的保护渣耗量；（4）结晶器振动的发展。

**关键词**：板坯连铸；结晶器振动；表面质量

## 1 引言

结晶器振动是为了改善润滑、避免黏结、提高拉速 $v_c$，但结晶器振动却使铸坯表面产生振痕。在振痕底部容易产生横裂和裹渣，所以要设法减少振痕深度。不锈钢 304 板坯如果振痕深度大于 0.3mm，铸坯要经过修磨才能进行热轧。中碳钢铸坯宽面中部横裂和角部裂纹与振痕深有关，低碳钢铸坯的渣点和针孔也与振痕深有关[7]。含钛超低碳铝镇静钢（TiSULCAK）的条片与振痕深时在弯月面处裹入振痕的 $Al_2O_3$ 有关。此外还要关注振动对保护渣耗量的影响。

Junhans 在 1930 年发明了结晶器振动，振动方式是 3∶1，即下行程慢，占一个振动周期时间 $t_c$ 的 3/4，上行程快，占 $t_c$ 的 1/4，振程 $S$ 长。Rossi 在 1953 年提出用相反的振动方式即 1∶3。Halliday 在 1954 年引入负滑动，负滑动可以减少结晶器在上行程时作用在铸坯表面上的拉力。1955 年在前苏联的板坯连铸机上采用正弦振动，其优点是设计简单、惯性矩小、颠簸小。

此后，连铸机都是采用带有负滑动的正弦振动。直到 20 世纪 80 年代，日本福山厂 5 号板坯连铸机的 $v_c$ 提高到 2.0m/min 以上时，才开始采用非正弦振动。在此以前有关结晶器振动的研究大多涉及正弦振动。

## 2 负滑动的表示方法

（1）结晶器导前（mold lead），即下行程时结晶器导前铸坯的距离：

$$\text{结晶器导前} = S\sin(\pi f t_n) - v_c t_n$$

式中 $S$——振程；

$f$——振频；

$t_n$——负滑动时间。

福山厂 5 号板坯连铸机非正弦振动的导前为 3.80 ~ 5.11mm[1]。

（2）负滑动率（$\%NS$）：

$$\%NS = \left(1 - \frac{\bar{v}_m}{v_c}\right) \times 100\%$$

式中 $\bar{v}_m$——结晶器平均下行速度，$\bar{v}_m = 2Sf$。

板坯连铸$\%NS$的正常值为 $-35\%$。

$\frac{\bar{v}_m}{v_c} = NSR$（负滑动比），$\frac{\bar{v}_m}{v_c}$应当大于 1，最佳值为 1.3。

（3）负滑动时间 $t_n$(s)：

$$t_n = \frac{60}{\pi f} \arccos\left(\frac{v_c}{\pi Sf}\right)$$

$t_n$ 的定义见图 1。$t_n$ 通常为 0.25～0.05s。$v_c$ 高、$S$ 短、$f$ 高时，$t_n$ 减少。

（4）$\%\beta$：

$$\%\beta = \frac{t_n}{t_c} \times 100\%, t_c = t_n + t_p$$

$\%\beta$ 的正常值为 25%～40%，$\%\beta$ 不应小于 25%。

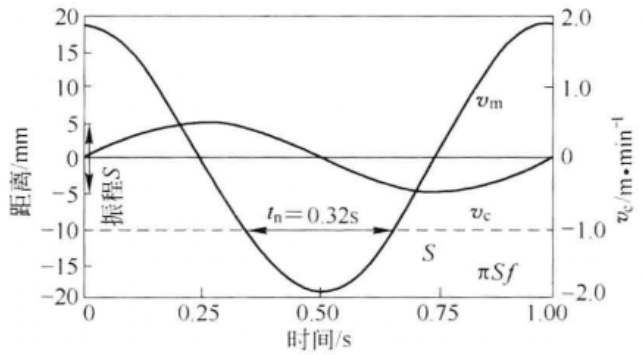



图 1 负滑动时间 $t_n$ 的定义

（$S$=10mm；$f$=60c/min；$v_c$=1m/min）

## 3 振痕的形成和影响因素

振痕的形成与液渣通道内的压力变化有关，渣道内的压力变化及液渣和弯月面的移动方向见表 1。在表 1 中，如果弯月面被弯回或折回，则产生凹陷形振痕；如果钢水从弯入的弯月面壳溢出，则产生钩形振痕（或称凝固钩）见图 2。钩形振痕是在结晶器液面突然上升或扰动时引起的，钩形振痕使 $v_c$ 的提高受到限制。

**表 1 渣道内压力变化及液渣和弯月面的移动方向**

| 渣道内压力 | 液渣和弯月面移动方向 |
| --- | --- |
| 下行程（渣道内压力高于钢水静压力） | |
| 上行程（钢水静压力高于渣道内压力） | |

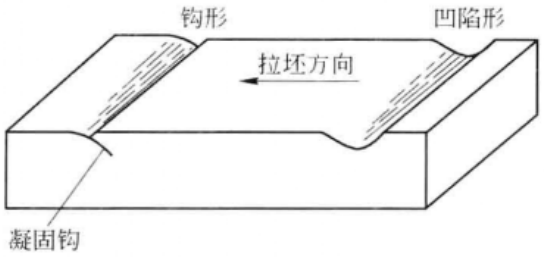



图 2 钩形和凹陷形振痕

振痕深度除与 $t_n$（$t_n$ 长时振痕深）和渣圈厚度（渣圈厚时振痕深）有关外，还与钢中碳含量有关，见表 2。

**表 2 钢中化学成分对振痕深度的影响**

| 不 锈 钢 | 碳 钢 | 振痕 | 黏结 | 偏离角纵裂和宽面纵裂 |
| --- | --- | --- | --- | --- |
| 304（凹陷型钢） | C = 0.08% ~ 0.15% | 深 | 不敏感 | 敏感 |
| 430（黏结型钢） | C < 0.08%，C > 0.15% | 浅 | 敏感 | |

钢中 C≈0.1% 时，振痕最深，这是因为此时在弯月面处的坯壳强度最高（由于该处坯壳的显微偏析最小）和坯壳的凝固收缩大。

Nucor 钢厂的薄板坯连铸机避免生产 C = 0.065% ~ 0.15% 的钢，这是因为钢中碳含量在此范围时容易生成纵裂和横裂。

振痕间距 $l = \frac{v_c}{f}$，$l$ 为一个 $t_c$ 内铸坯运行的距离。$l < 15\text{mm}$ 时，横裂减少，坯壳厚度的波动也小。通常一个 $t_c$ 只形成一个振痕，但有时一个振痕可以分解成几个比振痕浅的波痕或弯月面痕，或几个振痕可以合并成一个比振痕深的凹陷。波痕和弯月面痕是在浇注时在弯月面处由钢流引起的扰动波产生钢水紊乱引起的。

## 4 $t_n$ 与 $f$ 的关系

在正弦振动时，$S$ 通常是一个固定值，$t_n$ 与 $f$ 的关系见图 3。由图 3 可见，当

$f>200$c/min 时，$f$ 对 $t_n$ 的影响很小。$t_n \geqslant 1/4t_c$，即%$\beta \geqslant 25\%$；$t_n = 1/4t_c$ 时，大约相当于图3中 $Z$（$Z=S/v_c$）曲线的峰值。在峰值的左侧 $NSR<1$，通常认为是不稳定区，驱动系统的电气设备也工作不稳定。通常 $t_n = 0.25 \sim 0.05$s，随 $v_c$ 的提高而减少。传统板坯 $v_c$ 在中低范围时，为了兼顾减少横裂和减少黏结，采用 $t_n = 0.25$s；而在高 $v_c$ 时，低碳钢的最低 $t_n = 0.1$s，中碳钢的最低 $t_n = 0.07 \sim 0.1$s[7]。

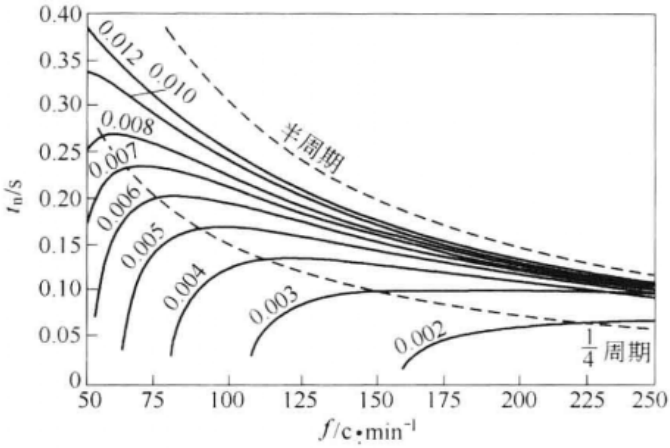



图3 $t_n$ 与 $f$ 的关系

## 5 $f$ 与 $v_c$ 的关系

通常 $f$ 与 $v_c$ 联系在一起，$f$ 与 $v_c$ 可供选用的关系见图4。在图4中，$S=6$mm（6mm是常用的振程），$f$ 与 $v_c$ 的搭配不得使 $t_n<0$；当 $t_n=0$ 时，$f=53.1v_c$。图4中有A、B、C、D 4种可供选用的方案。

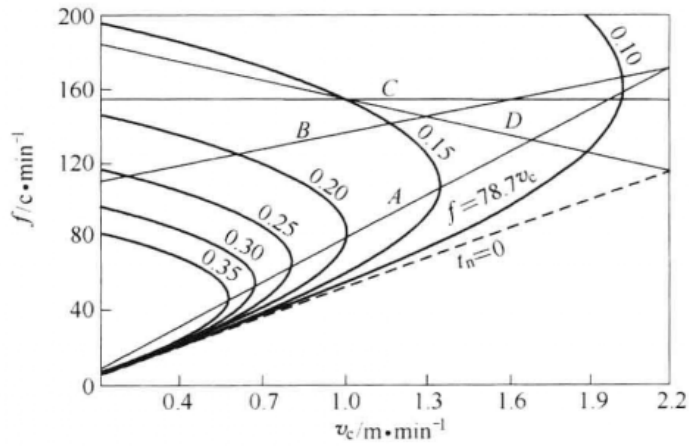



图4 振程 $S=6$mm 时，振频 $f$ 与拉速 $v_c$ 的关系

### 5.1 A方案

$f=78.7v_c$，优点是在整个 $v_c$ 范围内，振痕间距 $l$ 保持不变；缺点是当 $v_c$ 低

时，$t_n$ 增加，使振痕深度增加。

### 5.2 B 方案

B 方案优于 A 方案之处在于当 $v_c$ 低时，可以避免 $t_n$ 增加过多。

### 5.3 C 方案

$f=155$c/min，特点是 $f$ 不随 $v_c$ 变化，这可以使 $v_c$ 低时，$t_n$ 增加得不多。

### 5.4 D 方案

D 方案的 $f$ 随 $v_c$ 的增加而减少，在整个 $v_c$ 高低范围内，$t_n$ 变化不大。

Dofasco 的 1 号板坯连铸机为了将 $v_c$ 从 1.6m/min 提高到 1.7m/min，除增加二冷水量外，还降低 $f$；$v_c$ 提高前 $f=100v_c$，提高后 $f=90v_c$，可以使 $v_c$ 提高前后的保护渣耗量相同。

Wolf 认为，如果采用 $f=-50v_c^{1/2}+200$，当 $v_c$ 从 0.5m/min 提高到 2.0m/min 时，$t_n$ 只从 0.17s 减少到 0.12s，对保护渣耗量减少的影响也较小。

## 6 非正弦振动

$v_c$ 和 $f$ 提高或 $S$ 减少时，$t_n$ 减少，振痕深度虽然减少，但保护渣耗量也减少，为了保持保护渣耗量，开发出非正弦振动，见图 5，非正弦振动时 $t_p>t_n$。

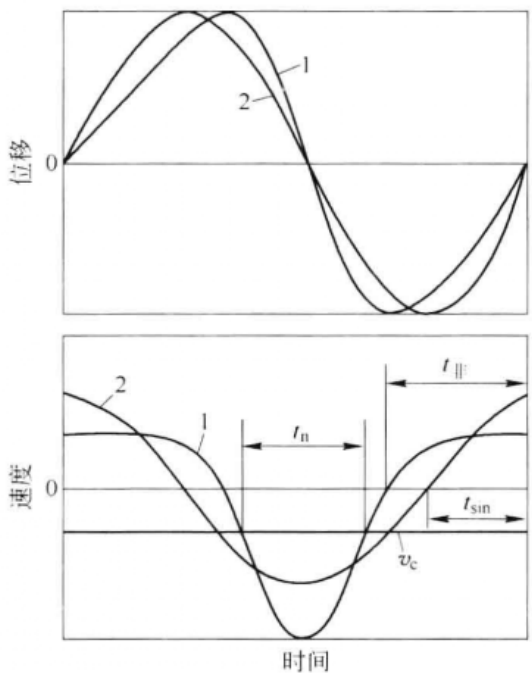



图 5 非正弦振动曲线

1—非正弦；2—正弦

浦项第一炼钢车间的4号板坯连铸机1997年投产，采用液压振动。当 $v_c$ = 2.2m/min 时，将正弦振动时的 $S$ = 7mm、$f$ = 230c/min、$t_n$ = 0.09s 改为 $S$ = 5mm、$f$ = 340c/min、$t_n$ = 0.07s，这使振痕深度减少 50%；为保持保护渣耗量，他们正在试用非正弦振动以进一步提高 $t_p$[2]。

CSP 的 $v_c$ = 4.6 ~ 6m/min 时，$S$ = 6mm、$f = 60 \times v_c$[3]。

## 7 结晶器振动的发展

### 7.1 逆向结晶器振动 $f = -50\,v_c^{1/2} + 200$

奥钢联林茨钢厂5号板坯连铸机采用另一种逆向结晶器振动，即在高 $v_c$（2m/min）时，增加 $S$，保持 $f$ 不变或 $f$ 稍有减少，此时保护渣耗量减少不多。这种逆向振动在 Armco Mansfield 的奥钢联薄板坯连铸机上的操作结果为：当 $v_c$ 从 1.0m/min 提高到 3.3m/min 时，保护渣耗量只从 0.35kg/m$^2$ 减少到 0.16kg/m$^2$。奥钢联认为使用这种振动时，保护渣耗量只决定于 $S$，不决定于 $t_n$ 和 $t_p$，$S$ 增加时，保护渣耗量增加。

### 7.2 结晶器用液压驱动

机械偏心驱动只能用于正弦振动。液压驱动可以在线调节 $S$、$f$ 和在线用于正弦振动或非正弦振动；并可以调节非正弦的振动曲线，将 $t_p$ 延长，因此可以提高保护渣耗量。

2000年5月，Terni 钢厂决定建立最新一代用于生产高合金钢（主要是不锈钢）的立式工业化 CSP 连铸机。此连铸机装有短臂、平行导向的液压振动装置，在生产不同钢种时，用调整 $S$ 和 $f$ 来采用不同的振动曲线如正弦、非正弦、锯齿形、梯形等[6]。

### 7.3 结晶器用超声波颤动

用超声波颤动时不用负滑动。板坯连铸用超声波颤动时可以使保护渣耗量增加。据说在高 $v_c$ 时，超声波颤动存在铸坯黏结问题[8]。

### 7.4 谐振结晶器

曼内斯曼-德马克公司在1993年开发出连铸板坯的谐振结晶器，1997年这种结晶器已在多家钢厂的板坯、薄板坯、大方坯和小方坯上采用。其优点是：

（1）由于水套悬挂在片簧上，没有间隙，也没有磨损，所以导向精度高。

（2）振动体轻。

（3）用液压伺服驱动，可用于正弦振动和非正弦振动，可用于高 $v_c$（5m/

min）、高 $f$（50 ~ 600c/min）、低 $S$（2 ~ 5mm）。

（4）结晶器（包括水套、铜板）和足辊组成盒子，当铜板磨损时，盒子可整体更换。

（5）这种装置可以包括电磁制动，电磁制动不随结晶器振动。

克虏伯公司对 $\phi$180mm 圆坯使用的谐振结晶器与普通结晶器进行了对比试验。用谐振结晶器时[4]，当不对称正弦振动为 +10% ~ +20% 时，坯壳受到的摩擦力小，此时的保护渣耗量高；当不对称正弦振动为 -5% 时，振痕最浅。谐振结晶器使用的 $f$ 高、$S$ 小，使振痕浅，漏钢率低，特别是包晶钢的漏钢率比用普通结晶器时低。

## 参 考 文 献


[1] 李宪奎，朱清香，郑学然，等．结晶器非正弦振动波形及参数研究［J］．钢铁，1998（11）：26.

[2] Brian W B, Ian W T, Keith G W, et al. New high Technology slab caster at Pohang Iron and Steel Company (POSCO) Kwangyang Works [C]// Steelmaking Conference Proceedings, 1999: 115.

[3] Brimacombe J K, Samarasekera I V. The challenge of thin slab casting [J]. I & SM, 1994 (11): 29.

[4] Hans-Jurgen Ehrenberg, Heinz-Peter Kaiser, Jens Kluge, et al. Betriebsergebnisse beim Gieben von rundstrangenmit einer Resonanz-Kokille [J]. Stahl und Eisen, 1999(10): 81.

[5] 卢盛意，连铸坯质量（第2版）［M］．北京：冶金工业出版社，2000.

[6] Gustavo Brascugli, Antonio, Mascanzoni, et al. First CSP plant for stainless Steel at Acciai Speciali Terni [J]. Stahl und Eisen, 2001(3): 63.

[7] Kwon O D, Choi J, Lee I R, et al. Optimization of mold oscillation pattern for the improvement of surface quality and lubrication in slab continuous casting[C]// Steelmake Proc. 1991: 561.

[8] Adrian Normanton, Brian Patrick. Advances in continuous casting technology [J]. Ironmak. Steelmak., 2000(4): 260.

# 连铸异型坯的主要缺陷

**摘　要**：对异型坯的主要缺陷（腹板表面纵裂，凸缘顶面角部内裂，腹板中心内裂）的生成原因和防止措施进行了说明，指出消除这些缺陷和提高拉速、支撑类型的选用与维护至关重要。

**关键词**：连铸异型坯；缺陷；生成原因；防止措施

## 1　引言

轧制工字钢和槽钢用的异型坯（beam blanks，简称异型坯）根据腹板厚度的不同分为常用形异型坯和近终形异型坯。前者的腹板厚度为 100 ~ 125mm，后者的腹板厚度为 50 ~ 100mm[17]。

用一种尺寸的异型坯可以轧制成多种尺寸的工字钢和槽钢。例如 SWT（die stahlwerk Thüringen GmbH）用两种尺寸的异型坯可以轧制成 200 种以上的工字钢和槽钢[1]。

异型坯各部位的名称和尺寸见图 1[2]。

从图 1 可见，在两个凸缘区各用一个 SEN 进行浇注。近来也有只用一个 SEN 在凸缘区或腹板中部浇注，腹板只有 90mm 厚的异型坯[17]。

凸缘通常作成正锥度，圆角处没有锥度或作成负锥度[17]。凸缘内面的角度和圆角的半径要慎重考虑[17]。

异型坯在生产硅镇静钢时用油润滑和敞口浇注，在生产铝镇静钢时用保护渣和半浸入式水口或浸入式水口（SEN）浇注。浸入深度大约在弯月面以下 100mm。SEN 的形状有单孔、2 孔和 3 孔，见图 2[3]。

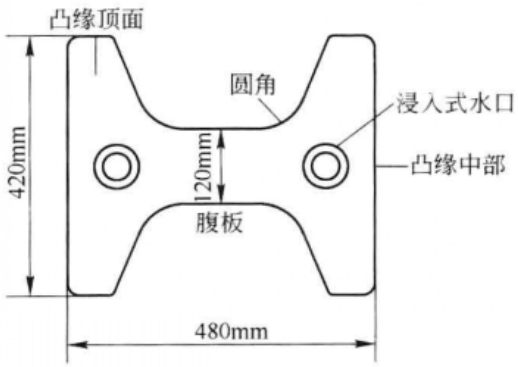



图 1　异型坯各部位的名称和尺寸

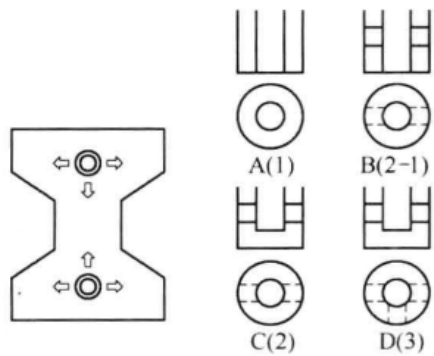



图 2　SEN 的形状

为了减少大型夹杂物聚积在铸坯内弧，最好用 2 孔 C（2）或 3 孔 D（3）。

一些钢厂异型坯的投产日期和主要尺寸如下：

| 厂 名 | 开工年月 | 腹板厚度/mm | 凸缘厚度/mm | 结晶器长度，样式/mm |
|---|---|---|---|---|
| Algoma Steel Corp. | 1967 | 100 ~ 125 | | |
| 水岛制铁所[3] | 1973-10 | 120 | 135 | 组合式 |
| Chaparral Steel[4] | 1991 | 约 50 | 约 50 | |
| SWT | 1995-04 | 70，77 | | 700，管式（爆炸成型） |
| Kangwon[15] | 1996-11 | 120 | | 600 |
| 马鞍山钢铁公司 | 1997 | 120 | | 700 |

异型坯的主要缺陷见图 3[5]。

异型坯的主要缺陷有，在腹板处和圆角处的表面纵裂，在凸缘顶面角部的内裂和在腹板厚度 1/2 处的内裂（或称中心裂纹）。

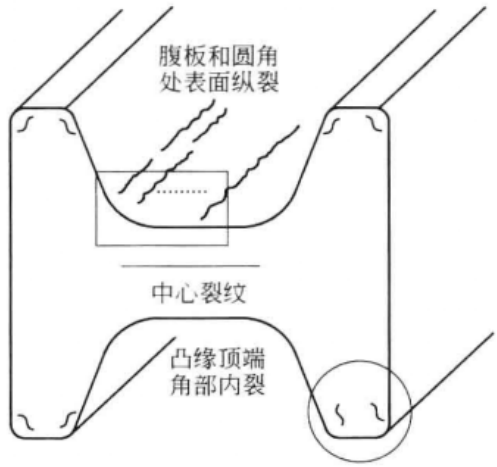



图 3 异型坯的主要缺陷

## 2 在腹板和圆角处的表面纵裂

以下从水岛制铁所的经验来说明减少纵裂的措施。

### 2.1 结晶器冷却强度和冷却均匀性

纵裂与凝固初期冷却强度过高有关。弱冷有利于减少纵裂。当结晶器冷却水量从 3000 ~ 3500L/min 减少到 1700L/min 时，在腹板处的纵裂减少[6]。当结晶器冷却水温度高于 31℃时，纵裂减少[3]。当结晶器喷淋水从 100L/min 减少到 70L/min 时，纵裂减少[6]。减少镶入圆角处结晶器冷却水管（冷却水管的直径为 32mm）内不锈钢棒的直径，使该处冷却水流量比原来增加一倍时，可以使圆角处的坯壳厚度增加到与腹板处的坯壳厚度相等，从而使圆角处的纵裂减少[6,7]。

### 2.2 保护渣的选用

选用高黏度的保护渣 E（$CaO/SiO_2 = 0.9$）与其他低黏度的保护渣相比，有利于减少纵裂[6]。$CaO/SiO_2$ 过高时，黏度过低，使保护渣的耗量过高，流入腹板处的渣量过多，使该处坯壳的冷却不均匀。为了减少纵裂，异型坯所用保护渣的黏度应当高于大方坯。

浇注含锰高的钢种时，在浇注过程中保护渣中 MnO 将会增加。钢中含锰量

越高，保护渣中 MnO 增加得就越多。MnO 增高时，保护渣的黏度降低，偏离保护渣初始黏度的最佳值。所以在浇注含锰高的钢种时，应事先增加初始渣中的 MnO。例如当钢中含锰量等于 1.5% 时，将初始渣中的 MnO 从 0.1% 增加到 3.5%[8]。

结晶器的振动轨迹应当与连铸机的圆弧一致。振动轨迹在使用过程中偏离圆弧很多时将影响保护渣向下流入的均匀性。偏离大于 0.2mm 时，纵裂增加。偏离最好小于 0.1mm[6,9]。

## 2.3 化学组成

钢中硫含量高时，在腹板处的纵裂增加。硫含量最好低于 0.015%[6]。锰含量高时（例如锰含量从 0.60% 增加到 0.75% 时）也会使纵裂增加[6,9,14]。但锰对纵裂的影响不如硫的影响大。

## 2.4 结晶器的锥度

有正锥度（锥度 = 0.9%/m）与没有正锥度相比，可以使腹板处的纵裂减少[3]。

综上所述，影响异型坯表面纵裂的形成因素与影响板坯和大方坯宽面纵裂的形成因素基本相同，但异型坯的纵裂倾向大于板坯和大方坯。这是由于异型坯的凸缘顶面在凝固初期可能向外变形，使腹板受到拉力产生纵裂，见图 4[6]。

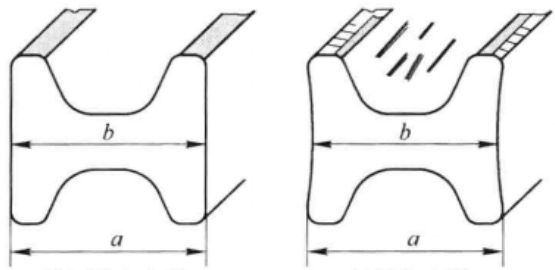



图 4 铸坯变形对纵裂的影响

从图 4a 可见，如果在凝固初期没有受到向外的拉力，则 $a = b$。这时铸坯凝固后在压下状态下凸缘顶面没有振痕残留。从图 4b 可见，如果在凝固初期受到向外的拉力，则 $a > b$，在压下状态下只在顶面内侧没有振痕残留，在顶面外侧有振痕残留。$a > b$ 越多，表明受到的拉力越大，纵裂就越严重。

在腹板和圆角处的纵裂倾向大还由于在凝固初期结晶器使圆角处坯壳的收缩不能自由地进行[5]。

## 3 在凸缘顶面角部的内裂

在凸缘顶面角部内裂的形成是由于顶面角部坯壳与结晶器之间形成气隙后，黏稠区（mushy zone）扩大了，见图3[5]。从而使从ZST到ZDT的间距也相应扩大。内裂形成在此间距内。间距越大，越容易形成内裂。

上述ZST（zero strength temperature）为在黏稠区内强度等于零时的钢水温度。在黏稠区内ZST时的固相率为0.6491。在此固相率时的温度为1504℃。

ZDT（zero ductility temperature）为在黏稠区内塑性等于零时的钢水温度。在黏稠区内ZDT时的固相率为1，此时的温度为1452℃。

ZST和ZDT是对下述钢水组成而言的：

| C | Si | Mn | P | S |
|---|---|---|---|---|
| 0.12% | 0.1% | 1.2% | 0.017% | 0.013% |

水岛制铁所为了减少顶面角部及腹板内裂采用减少2号扇形段内支撑辊的间距和在1号、2号、3号、4号扇形段内采用图5所示的B型或C型支撑[3]。

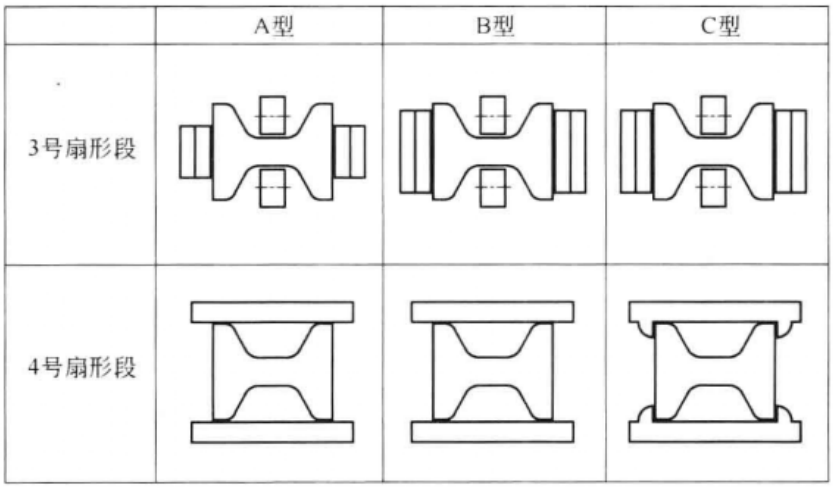



图5 铸坯支撑的类型

在完全凝固之前，凸缘、凸缘顶面和腹板必须有支撑[17]。

采用B型和C型支撑可以减少异型坯变形，因而不但能减少腹板表面纵裂和凸缘顶面角部及腹板内裂，还能提高拉速。采用A型支撑时，拉速为0.85 m/min[3]。采用B型和C型支撑时，拉速有望分别提高到1.0m/min和1.2 m/min[3]。据报道，拉速高时，异型坯的漏钢与圆角处的坯壳薄有关。该处坯壳薄可能与拉速高时从SEN出来的高温钢水撞击在圆角处有关[2]。拉速越高，这种漏钢的概率可能就越高。所以SEN距圆角处的距离应当大于距凸缘中部的距离。

K. Kim等提出优化凸缘顶面角部的结晶器锥度可以减少该处铸坯的内裂[5]。

笔者考虑为了减少顶面外角处的内裂可以参照小方坯金刚石型结晶器的设计[10]。为了减少顶面内角部的内裂可以参照小方坯康卡斯特凸形结晶器的设计[11,12]。也可以参考 Danam 小方坯常用型结晶器的设计将角部壁厚进行调整，使角部气隙减少，从而增加传热的均匀性[16]。

## 4 在腹板处的中心裂纹

在腹板处中心裂纹（在腹板 1/2 厚度处）的生成与拉速高和钢中含硫高有关[3,9]。例如当拉速从 0.8m/min 提高到 1.0m/min 以上，硫从 0.010% 增加到 0.025%时，中心裂纹增加。

腹板处中心裂纹的生成与腹板凝固末期或刚凝固时在腹板厚向上受到拉力有关，亦即与支撑类型和与这些部位的辊子偏移或磨损有关[9,13]。腹板在完全凝固以前，要避免在钢水静压力作用下的鼓肚[1]。

## 5 小结

综上所述，异型坯的三种主要缺陷都与支撑类型有关。为了消除这些缺陷和提高拉速，支撑类型的选用、支撑辊的维护以及结晶器锥度的选用至关重要。

为了消除腹板纵裂和中心裂纹，可以借鉴连铸板坯的经验，为了消除凸缘顶面角部内裂可以借鉴连铸小方坯的经验。

## 参 考 文 献


[1] Jean-Michel Dengler, Gerold Lachmann, Ekkehart Richter, et al. Das glepen von beam blanks im electrostahlwerk das stahlwerk Thüringen GmbH, unterwellen-born [J]. Stahl und Eisen, 1997(5):89.

[2] Jung-Eui Lee, Jong-Kyu Yoon, Heung Nam Han. 3-dimensional mathematical model for the analysis of continuous beam blank casting using body fitted coordinate system [J]. ISIJ International, 1998(2):132.

[3] 大西正之，上田徹雄，新庄豐，ほか，ビームブランクの連続鋳造 [J]. 川崎製鉄技報，1980：414.

[4] Bill Irving, Bywaler K A, et al. Quality Steel-advances in casting technology [J]. Ironmaking and Steelmaking, 1994(4):264.

[5] Kim K, Han H N, Yeo T, et al. Analysis of surface and internal cracks in continuously cast beam blank [J]. Ironmaking and Steelmaking, 1997(3):249.

[6] 野崎努，伊丹俊夫，村田賢治，ほか. 無チ入圧延可能すビームブランクの連続鋳造技術にフしワ [J]. 川崎製鉄技報，1977 (3, 4):110.

[7] 野崎努，村田賢治，伊丹俊夫，ほか. ビームブランク連鋳におけゐ表面性状の向上にフぉつ [J]. 鉄と鋼，1976 (11):S546.

[8] Suzuki K, Matsumura C, Yamamoto H, et al. Technological improvements on high grade steel

casting by round billet caster at NKK [C] //Steelmaking Conference Proceedings, 1990: 197.

[9] 大森尚，上田徹雄，溝久和，ほか. ビームズランク鋳片の連続铸造 [J]. 鉄と鋼，1981 (8):1324

[10] Wimmer F, Thöne H, Lindorfer B, et al. High speed casting theoretical investigations and practical experience [C]//Innovation session-page No. 9 Austria, Linz, 1996: (5).

[11] Reinhard Bruder, Josef Wolf, Axel Borowski. Investigation and results of SBQ billets cast with double speed [J]. Tool and Alloy Steels, 1995(5):135.

[12] Adrian Stilli. CCT Concast convex technology [J]. Tool and Alloy Steels, 1994(9):264.

[13] 草野昭产，ほか. 鉄と鋼，1998，第 1 号：43.

[14] 江見俊彦，ほか. 鉄と鋼，1974 (7)：981.

[15] Ponikvar P. Ironmak. Steelmak. , 1998 (2)：102.

[16] Gianni Gensini, et al. MPT, 1996 (2)：44.

[17] Flemming, et al. Conference on continuous casting of steel in developing countries, 1993：485.